

高速钢制备和热处理工艺的研究现状及发展趋势

徐桂丽, 黄 鹏, 孙 溪, 祖国胤

(东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 高速钢主要用于制造各种机床的切削刀具和轧辊材料, 对我国制造业的发展意义重大。综述了传统铸造法、粉末冶金法、喷射成型法和电渣重熔法制备高速钢的研究进展, 探讨了 4 种制备方法的优缺点, 重点分析了高速钢热处理流程(分段预处理→高温淬火→多次回火)中各阶段的主要目标、温度和时间选择、物相转化、沉淀硬化和碳化物种类, 提出高速钢未来的主要制备工艺是铸造法和粉末冶金法, 并指出了对热处理过程中碳化物的种类、溶解、析出、转化和分布进行研究, 将是未来的研究重点和方向。

关键词: 高速钢; 碳化物; 传统铸造法; 粉末冶金; 喷射成型; 电渣重熔; 热处理工艺

中图分类号: TG142.45 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2020)01-0070-08

Research Status and Development Trend of High-Speed-Steel's Preparation and Heat Treatment Process

XU Guili, HUANG Peng, SUN Xi, ZU Guoyin

(School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: High speed steel is mainly used to make cutting-tools of machine tools and roll materials, which is of great significance to the development of manufacturing industry in our country. The research state and prospect of processing methods for high speed steel, including conventional casting, powder metallurgy, spray-up process and electroslag remelting were summarized. And the advantages and disadvantages of four preparation processes were discussed in this paper. The close attention was paid to the main objectives, temperature and time selection, phase transformation, precipitation hardening and carbide species of heat treatment process (section pretreatment, high temperature quenching and multiple tempering). The conventional casting and powder metallurgy are going to be the main preparation technologies for high speed steel. Moreover, the emphasis and direction for the future heat treatment process study were proposed, including the types, dissolution, precipitation, transformation and distribution of carbides.

Key words: high speed steel; carbides; conventional casting; powder metallurgy; spray-up process; electroslag remelting; heat treatment process

1 前 言

高速钢(high speed steel, HSS)是高速工具钢的简称, 又称锋钢和高工钢, 由 Taylor F W 和 White M 于 1898 年设计而成, 按性能可分为低合金高速钢(HSS-L)、普通高速钢(HSS)和高性能高速钢(HSS-E)^[1], 如表 1 所示。高速钢主要用于制造各种机床的切削刀具和轧辊材料,

特别是多刃刀具、经受冲击和振动的切削刀具, 也有部分用于高载荷模具、航空高温轴承及特殊耐热耐磨零部件等^[2-4]。

相对于欧美发达国家, 我国高速钢技术的研究和应用起步较晚, 但我国钨、钼、钒等金属资源丰富, 高速钢发展迅速, 目前已是高速钢和高速钢刀具生产大国, 产量和出口量都居世界第一, 已成为世界高速钢工具的主要供应国^[5]。数据显示, 2016 年国内高速工具钢产量超过了 12 万吨, 市场规模高达 217 亿元^[4]。近几年, 国内高速钢需求维持在 3%~5%左右的相对缓慢增长状态, 高速钢行业逐步步入成熟期^[6,7]。我国的高速钢刀具行业存在着企业规模小、资本投资少和技术水平低的问题, 具体表现为高端刀具缺口大, 多数依赖进口, 而低档标准刀具则生产过剩^[8]。

收稿日期: 2018-11-14 修回日期: 2018-12-06

基金项目: 中央高校基本科研业务费项目(N172410006-1)

第一作者: 徐桂丽, 女, 1992 年生, 博士研究生

通讯作者: 祖国胤, 男, 1977 年生, 教授, 博士生导师,

Email: zugy@mail.neu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201811007

表 1 高速钢的分类及牌号

| Classification | Trademark in China | Trademark in America | ISO 4957:1999 |
|----------------|-----------------------|-------------------------|------------------|
| HSS-L | W3Mo3Cr4V2 | — | HS3-3-2 |
| | W3Mo3Cr4VSi | — | — |
| HSS | W18Cr4V | T1 | HS18-0-1 |
| | W2Mo8Cr4V | M1 | HS1-8-1 |
| | W2Mo9Cr4V2 | M7 | HS2-9-2 |
| | W6Mo5Cr4V2 | M2 | HS6-5-2 |
| | CW6Mo5Cr4V2 | — | HS6-5-2C |
| | W6Mo6Cr4V2 | M3;1 | HS6-6-2 |
| | W9Mo3Cr4V | — | — |
| HSS-E | W6Mo6Cr4V3 | — | HS6-5-3 |
| | CW6Mo6Cr4V3 | — | HS6-5-3C |
| | W6Mo6Cr4V4 | — | HS6-5-4 |
| | W6Mo6Cr4V2Al | — | — |
| | W12Cr4V5Co5 | T15 | — |
| | W6Mo5Cr4V2Co5 | M35 | HS6-5-2-5 |
| | W6Mo5Cr4V3Co8 | M36 | HS6-5-3-8 |
| | W7Mo4Cr4V2Co5 | M41 | — |
| | W2Mo9Cr4Co8 | M42 | HS2-9-1-8 |
| | W10Mo4Cr4V3Co10 | M48 | HS10-4-3-10 |

2 高速钢制备工艺

高速钢按照生产工艺主要有铸造法、粉末冶金法、喷射成型法和电渣重熔法。铸造法历史悠久、工艺成熟，是目前普通高速钢的主要制备方法；粉末冶金是 20 世纪发展起来的新型冶金技术，粉末高速钢的合金含量高，性能优异；喷射成型法在保留铸造技术优势的同时简化了粉末冶金的工艺流程；电渣重熔法可以提高钢液的纯净度、均匀钢中的碳化物。

2.1 铸造法制备高速钢

铸造法制备的高速钢主要用于普通的刀具钢、模具钢和轧辊钢。传统铸造高速钢由于凝固速度缓慢，晶粒粗大，且在凝固过程中，大量的合金碳化物沿晶界析出、长大，导致了粗大碳化物和晶间碳化物网的形成，使晶界脆化严重和韧性降低。同时采用高温反复锻打或轧制又易造成开裂，成材率低。

为改善铸造高速钢偏析和晶粒粗大，提高高速钢的力学性能，国内外学者都做了很多的研究。目前主要方法有电磁搅拌、动力搅拌、孕育处理、变质及合金化、

采用新型铸造技术和深冷热处理等。如 Zhao 等^[9]发现立式连铸比普通砂模铸造的冷速快，能有效细化颗粒、碳化物和莱氏体组织，减少鱼骨状 M_6C 沉淀，增加 M_2C 和 MC 沉淀，使样品的宏观组织更致密且缺陷较少；刘刚等^[10]发现变质处理能细化石墨型铸造高速钢的组织结构，改善钢中网状共晶碳化物形貌，提高钢的硬度和耐磨性等；秦曾^[11]发现离心铸造所制备的高速钢中的碳化物分布均匀、晶粒细化，高速钢的强度、韧性和耐磨性等都得到了提高；张天明^[12]发现电磁离心铸造使液态金属的流场、温度场和浓度场分布非常均匀，消除了柱状晶，获得均匀且细小的铸造组织。

综上可知，铸造法制备高速钢存在的主要难题是晶粒粗大和偏析，虽然可以通过优化工艺取得一定成效，但要制得高性能的铸造高速钢还有很长的路要走。对铸造过程中的晶粒粗大和偏析问题做进一步的研究，是解决铸造高速钢性能偏低的重点。

2.2 粉末冶金制备高速钢

相对于铸造法，粉末冶金可以细化晶粒、均匀组织结构(如图 1)，从根本上解决偏析难题^[13]。粉末冶金法也允许高速钢中的高合金含量，在不损伤韧性和强度的条件下增强了钢的耐磨性和使用寿命。采用粉末冶金法制备高性能高速钢是当前的研究热点。

粉末冶金高速钢主要的生产工艺有热等静压、冷压烧结、热压烧结、粉末注射烧结和等离子烧结等。童时伟^[14]采用热压真空烧结工艺制备了 M2 型高速钢。在烧结温度 1245 ℃、保温时间 1 h 的条件下所制备的 M2 粉末冶金高速钢显微组织均匀、晶粒细小、无碳化物偏析，3 次回火后，洛氏硬度达 65 以上。Zhang 等^[15]利用粉末冶金近净成型工艺来制备高速钢，加入 LaB_6 后可形成核壳结构(LaB_6 为核，杂质为壳)，净化了钢中杂质，改善了高速钢的强度、韧性和热硬性。Herranz 等^[16]研究发现粉末冶金过程中使用太阳能烧结可以降低烧结温度，减少烧结时间，提高高速钢的硬度。

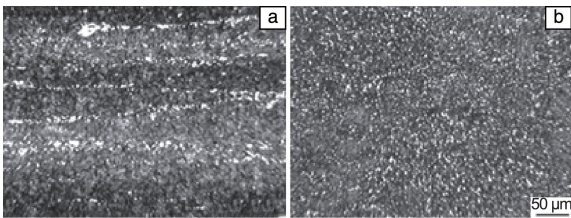


图 1 铸造高速钢(a)和粉末冶金高速钢(b)显微结构的比较^[13]
Fig.1 Microstructure comparison of high speed steels between conventional metallurgy (a) and powder metallurgy (b)^[13]

综上可知，粉末冶金从根本上解决了铸造高速钢中存在的成分偏析和晶粒粗大的难题，从而改善了高速钢

的韧性,提高了高速钢的力学性能,实现了高速钢的高合金化,也为进一步提高高速钢的各项性能提供了可能。但是,粉末冶金高速钢的制备工艺过于繁琐、工序长,设备要求高,参数控制苛刻,成本高,这些都限制了粉末冶金法的工业化推广。目前关于粉末冶金制备高速钢的主要研究方向,除了进一步提高产品性能外,还应着眼于降低设备成本和简化工艺流程以降低成本,提高市场竞争力。

2.3 喷射成型法制备高速钢

喷射成型将液态金属经高压惰性气体雾化形成弥散液滴,喷射到收集器上形成连续致密且具有一定形状的坯件。主要过程有 5 个阶段:金属释放、雾化阶段、喷射阶段、沉积阶段和凝固阶段。

喷射成型法成功地融合了传统铸造和粉末冶金的技术优点,能在一定程度上细化晶粒,减少偏析。如卢林^[17, 18]利用喷射成型法制备了 M3 型高速钢,发现其沉积态的组织具有等轴晶及微观孔隙两个特征,晶界上主要分布以碳化钒为主的块状 MC 和以碳化钼、碳化钨为主的片层状 M_2C ,热变形会将 M_2C 分解破碎成均匀细小的颗粒状 M_6C 与 MC。赵顺利^[19]发现采用喷射成型技术制备的 A30 高速钢的组织为晶粒细小且分布均匀的等轴晶,晶界处碳化物为粒状或针条状,后续热加工可消除基体内的网状碳化物,提高耐磨性。王杰等^[20]采用喷射成型技术制备了高钒高速钢,获得了均匀细小的等轴晶粒组织,解决了高速钢生产中易出现的成分偏析、组织不均匀和网状碳化物等问题,获得了力学性能较为优异的高速钢。

综上所述,喷射成型法在一定程度上解决了铸造高速钢的偏析难题,提高产品成型率,细化晶粒,还可用于制备高合金高速钢。同时,其工艺流程也比粉末冶金法短,冶炼成本相对低。但是,喷射成型的沉积态坯件总有一定量的疏松和缺陷,通常需要通过挤压、热冷轧或热等静压来达到完全致密,熔滴的过喷、熔滴或颗粒从坯面的溅射都会对高速钢的性能产生影响。喷射成型法只有进一步优化工艺以消除喷射坯件的缺陷,有效提高成材率和性能,同时降低喷射工艺成本,才能更加有利于喷射成型技术工业化的全面推广。

2.4 电渣重熔法制备高速钢

电渣重熔技术是一种结合钢液二次精炼与定向凝固的综合冶金铸造过程,是一项重大的冶金技术进步,在改善高速钢组织结构和提高钢材质量方面效果显著。

电渣重熔可以有效地减少钢液中的有害元素和夹杂,提高钢液纯净度,改善钢的组织结构。周雪峰等^[21]在现有 M2 高速钢生产流程的基础上,通过控制电

渣重熔工艺参数和采用 Ca、RE 复合微合金化处理,再对电渣锭进行预球化退火处理后,获得了碳化物细小、呈球状且均匀分布的高速钢组织。罗乙娟等^[22]采用电渣重熔技术制备了 M42 高速钢,发现 M42 高速钢电渣锭锻造退火后的碳化物尺寸较小且分布均匀,形态以方形、不规则球形和小颗粒为主。肖志霞等^[23]利用实验结合模拟的方法研究了电渣重熔 M2 高速钢的组织分布,结果显示在靠近铸锭边缘处柱状晶更加细小,共晶包直径为 50~200 μm ,共晶碳化物层片宽度约 10 μm ;靠近中心区域为粗大的柱状晶,莱氏体共晶包直径为 100 ~ 400 μm 。

综上所述,电渣重熔使钢中碳化物均匀分布,提升了钢液品质,改善了钢的组织结构,提高了高速钢的热塑性。但是,电渣重熔凝固速度依然偏低,晶粒和碳化物尺寸粗大,能耗高,生产效率低,且生产过程中产生的氟化物对环境和人体的伤害较大。电渣重熔法的优势显而易见,但缺陷同样明显,降低其氟化物污染和能耗,进一步提高钢液纯净度,细化晶粒和碳化物是其发展方向。

2.5 高速钢制备工艺的发展趋势

铸造法年代悠久,工艺成熟,生产设备要求低,成本低廉,主要存在钢中碳化物颗粒粗大且分布不均匀的问题。对铸造冶金中的偏析和晶粒粗大问题做进一步的研究才能提高铸造高速钢的品质,解决其根本性难题。粉末冶金制备高速钢很大程度上解决了碳化物较粗大和偏析的问题,可制备高合金和高氮含量的高速钢,但工艺要求高,工艺参数控制难,设备和原材料成本投资较高。降低粉末冶金高速钢的生产成本和进一步提高粉末高速钢的力学性能是其主要的研究方向。喷射成型成功地融合了传统铸造法和粉末冶金法的优势,不仅在一定程度上解决了铸造高速钢的偏析问题,还能制备高合金高速钢,但其沉积态坯件总有一定量的疏松和缺陷,进一步优化工艺以消除喷射坯件的缺陷和降低喷射工艺成本是目前的主要研究方向。电渣重熔的优势在于净化钢液、均匀碳化物,缺陷则是能耗高、生产率低且对环境和人体有害,消除和改善其污染问题是电渣重熔所面临的主要难题。从目前高速钢制备工艺的发展来看,喷射成型制备低品质高速钢没有成本优势,制备高品质高速钢又没有性能优势;电渣重熔法的环境污染和能耗在短期内很难解决。因此,铸造法和粉末冶金法将会是未来高速钢的主要制备方法,其中铸造法主要用于制备常规的切削刀具钢和轧辊钢等,而粉末冶金法则主要是用于制备高载荷模具、航空高温轴承及其他特殊要求用钢等高品质高速钢。

3 高速钢的热处理工艺

结合图 2 的 Fe-C 合金相图^[24]对高速钢的凝固过程进行理论分析。图中 A 线的碳含量为 1.0%，与 M2 高速钢中的碳含量相差不多，以此为例来介绍高速钢的凝固。随着温度的降低，枝晶处生成 α 相(高温铁素体)，含碳量较低，多余的碳和合金元素在钢液中富集，钢液中碳含量的增加和温度的降低使 α 相大约在 1350 °C 开始转化为 γ 相(奥氏体相)。虽然 γ 相可以溶解更多的碳，但剩余液相中的碳和合金含量依然很高，在温度约为 1280 °C 时，开始有碳化物生成。这些碳化物直接在钢液中生成，为一次碳化物或共晶碳化物，一般较为稳定(吉布斯自由能较低)，多为 V 和 Nb 的碳化物。这些碳化物在液相中自由生长，一般体积较大。由于液相中依然存在大量的合金元素和碳，直到温度降为 1240 °C 时，组织中的液相完全消失，组织完全由 γ 相和碳化物组成。

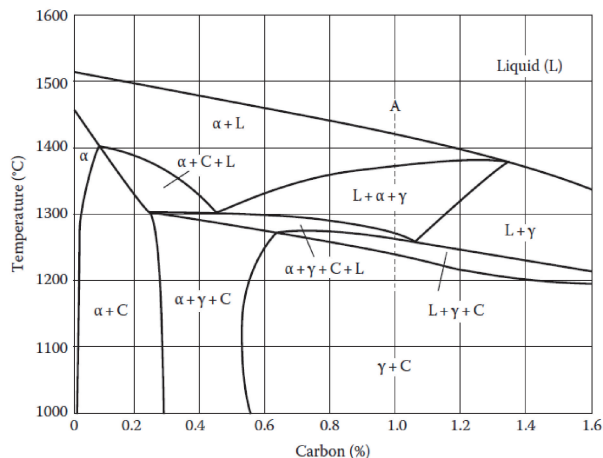


图 2 M2 高速钢的 Fe-C 合金相图(α —高温铁素体, γ —奥氏体, C—碳化物)^[24]

Fig. 2 Fe-C alloy phase diagram of M2 high speed steel (α —high temperature ferrite, γ —austenite, C—carbides)^[24]

由高速钢的凝固过程可知，其组织结构复杂，成分均匀性差，碳化物成分和尺寸差距大，偏析严重。为满足对高速钢硬度和韧性的要求，对高速钢进行热处理就不可或缺了。经过科研工作者多年的探索和工业生产实践，高速钢热处理的主要流程如图 3^[25]所示，即分段预处理→高温淬火(奥氏体化)→多次回火，其中分段预处理一般控制温度为 600~800 °C，保温时间为 5~15 min；淬火温度必须高于高速钢的奥氏体化温度，多选用 1100~1250 °C，时间为 3~10 min；多次回火起着均匀成分、应力和转化残余奥氏体的作用，温度在 550 °C 左右，次数为 2~3 次。

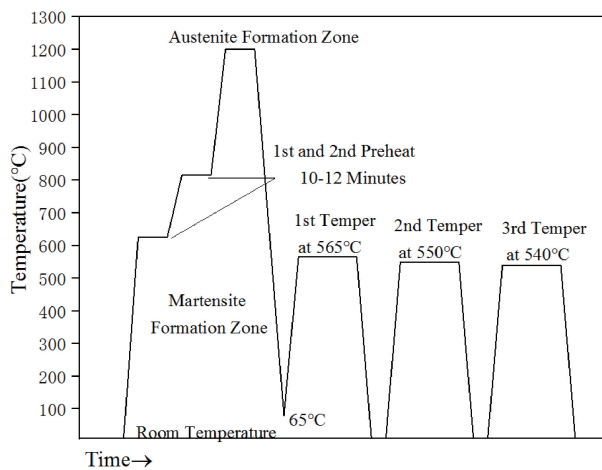


图 3 高速钢热处理工艺流程图^[25]

Fig. 3 Heat treatment process of high speed steel^[25]

3.1 预处理

预处理可以减小样品(特别是大体积样品)的内外温差、降低材料的内应力，为后期热处理提供晶体转变的先决条件。图 4 为高速钢经过预处理和未经预处理的内外温差图^[26]，从图中可以看出，经过预处理后的高速钢内外温差较小，可以有效地减少内应力，防止裂纹。

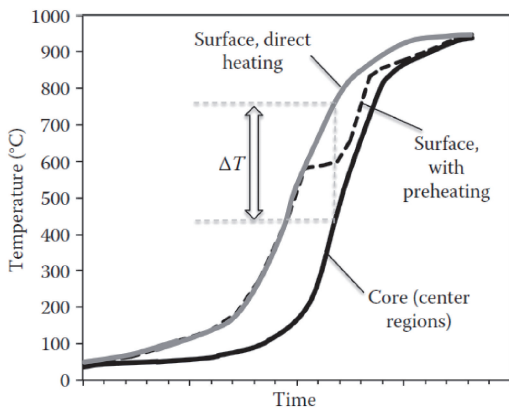


图 4 直接加热和进行预处理后样品的内外温差图^[26]

Fig. 4 The internal and external temperature difference for direct heating and preheating samples^[26]

不同成分、形状和尺寸以及不同制备工艺所生产的高速钢的预处理温度、时间和次数都各不相同，需要根据实际情况来决定。如 William^[25]对制备的 M2 高速钢选择预处理温度为 560 和 845 °C，预处理时间为 10~15 min；黄庆奕^[27]对粉末冶金法制备的 T15M 高速钢选择预处理温度为 550 和 850 °C，预处理时间为 15 min；而张贺佳^[28]在进行 M2Al 高速钢深冷工艺研究时，也是先将高速钢在 850 °C 下保温 5 min 进行预处理后再淬火。一般生产多采用两段式加热预处理。

3.2 淬火

淬火是高速钢热处理过程中必不可少的步骤,介质多选用淬火油,炉内气氛多为真空或通入惰性气体保护。淬火的主要目的是为了得到高硬度的马氏体基体,淬火的关键是加热过程中的奥氏体化和冷却过程中的马氏体化,淬火过程中发生的固溶强化和后续回火过程中的沉淀硬化决定了高速钢硬度的高低。

在奥氏体化的过程中,需要注意的是奥氏体化的温度和时间。随着温度的升高,高速钢中的合金碳化物会逐渐溶解,但并不能溶解完全,即仍有部分合金元素会以碳化物的形式存在。溶解的合金碳化物部分会在后续的回火过程中析出,通过沉淀硬化进一步提高合金硬度,故淬火温度的选择与合金成分之间有很大关系。

高速钢的合金碳化物中,含量较高的有 MC 、 M_2C 和 M_6C , 含量较少的主要有 M_3C 、 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$, MC 中的合金元素主要是 Nb 和 V, M_2C 和 M_6C 中的合金元素主要是 W 和 Mo, M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 中的合金元素主要是 Cr, M_3C 中的合金元素主要是 Fe^[29-32]。如图 5 所示,合金碳化物硬度均高于马氏体,其在钢中的体积百分数约为 15% 以上^[26],对高速钢性能影响显著。这些碳化物在淬火过程中会产生固溶强化,淬火温度过低会使碳化物的溶解不充分,固溶强化的效果也会变差。如图 6 所示^[33],高速钢中碳化物的溶解度都随温度升高而增加,但它们的溶解开始温度和速率都不相同(MC 的吉普斯自由能最低,溶解温度最低,且含量随温度变化较小)。但是,淬火温度过高同样也会对高速钢性能造成不利影响,主要存在以下 3 方面原因^[34, 35]:一是奥氏体晶粒的长大使高速钢的韧性大幅降低;二是碳和合金元素的溶解增加,当基体中含有大量碳和合金元素时,钢的固相线温度也会随之降低,不利于后期的冷却;三是过量的碳和合金元素的溶解还会造成冷脆,同时降低马氏体的开始和完成温度,增加了冷却后的残余奥氏体量。

综上,淬火温度的选择至关重要,但同时也需要配合淬火时间来达到目标。根据高速钢的特性,淬火温度和时间选择有两点可以遵循,一是当淬火温度接近所制备高速钢的固相线温度时,要尽量减小淬火时间;二是选择较低的淬火温度,适当增加淬火时间以实现完全奥氏体化和碳化物的完全溶解。

淬火温度和时间影响合金碳化物的溶解和析出,最终影响高速钢的性能,这一直是研究的重点。分析淬火升温过程中碳化物的溶解温度、溶解度和溶解时间的关系,以及降温过程中碳化物的析出种类、析出方式和分布状态等都是未来的研究重点和难点。

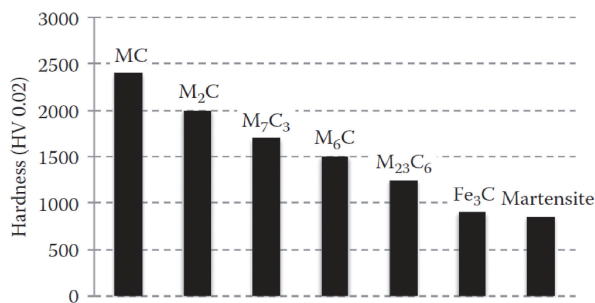


图 5 马氏体和不同类型合金碳化物的硬度 (M_xC_y 表示不同碳化物, M 代表 Fe 和合金元素的混合物)^[26]

Fig. 5 Typical hardness of different types of complex carbides (The carbides are shown in the M_xC_y form, where M is usually a mixture of Fe and alloying elements)^[26]

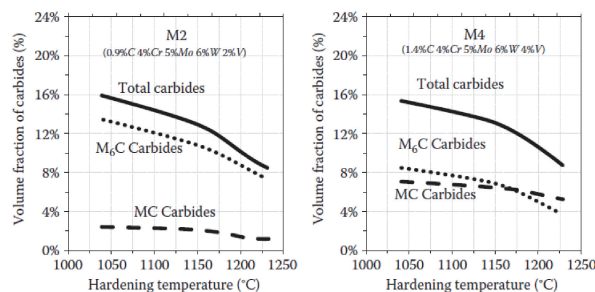


图 6 M2 和 M4 高速钢中未溶解碳化物含量随温度的变化关系^[33]

Fig. 6 Volume fraction variations of undissolved carbides in M2 and M4 steels with the temperature increasing^[33]

3.3 回火

淬火后的样品内应力高、硬度大而韧性低,不能直接使用,需要进行回火处理。高速钢的回火温度一般为 500~650 °C,回火次数为 2~3 次,回火时间为 2~3 h,冷却方式为空冷。回火作为高速钢的最后一道热处理工序,直接决定了产品质量。需要完成的任务有:① 提高产品韧性;② 二次硬化;③ 减少残余奥氏体。

淬火后的基体主要为马氏体亚稳态结构。在回火过程中^[36],随着温度的升高,马氏体中溶解的碳元素会析出,生成铁素体,降低组织硬度,提高韧性。温度继续升高,高速钢中的合金元素也会从基体中析出后与碳结合,生成合金碳化物(硬度高且晶粒细小),产生二次硬化,增强钢的硬度,如图 7 所示^[26],即合金元素对高速钢硬度有重要作用。形成二次碳化物的主要合金元素有 V, Mo, W 和少量的 Cr,同时,合金碳化物对钢红硬性的作用同样很大。

从图 8 可以看出^[37],当回火温度过低时,高速钢的硬度极高,但韧性太低,这是因为基体中碳和合金的析出较少,残余奥氏体无法转化造成的。当回火温度高于

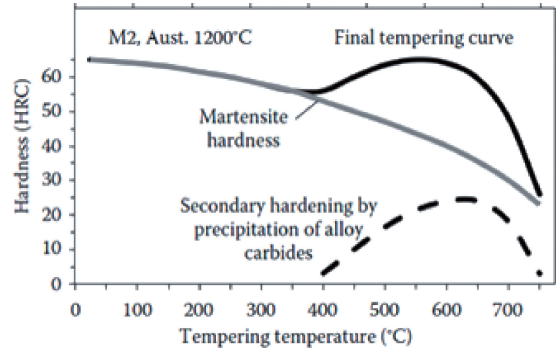


图 7 M2 高速钢的回火曲线，显示了马氏体和二次碳化物沉淀对回火曲线的影响^[26]

Fig. 7 Tempering curve for M2 high speed steel, showing the contribution of martensite and secondary carbides precipitation to final tempering curve^[26]

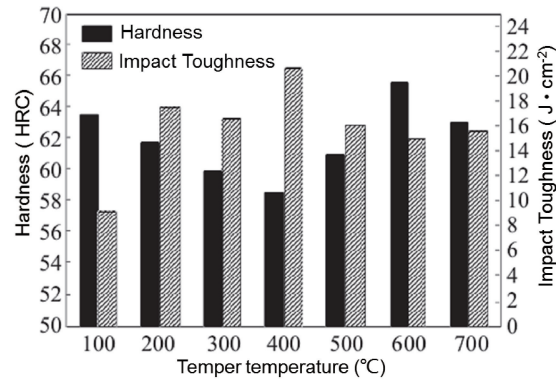


图 8 不同回火温度下钢的力学性能^[37]

Fig. 8 The mechanical properties of tested steel at different tempering temperatures^[37]

600 ℃时，硬度有小幅提高，而韧性却显著降低，这是因为基体中碳化物析出增加，一定程度上提高了硬度，但合金碳化物和晶粒也同样长大，降低了韧性。回火时间对组织结构的影响与回火温度类似，回火时间过短，会导致碳化物来不及析出，二次硬化不彻底；当回火时间过长时，高速钢晶粒粗大，硬度高而韧性差。有研究表明^[38]，回火温度和时间关系满足 Hollomon-Jaffe 方程，即 $H=f(t \cdot e^{-Q/RT})$ 。

淬火后的高速钢中总会存在残余奥氏体，这是因为奥氏体化后的高速钢中合金元素较高，导致 M_s 降低（一般低于室温），无法完全转化为马氏体。在回火过程中，随着合金元素和碳的析出， M_s 升高，促进了残余奥氏体向马氏体的转变，生成新的马氏体。如图 9 所示^[26]，淬火后的主要物相为马氏体和少量残余奥氏体，经第一次回火后，组织中会出现回火马氏体和未回火马氏体，若合金元素含量过高，甚至还会有残余奥氏体存在；再次

回火可以实现对未回火马氏体的回火和促进剩余残余奥氏体的转化，对于合金含量过高的甚至需要三次回火。根据文献^[26]可知，如果高速钢在一次回火后其硬度已经接近最终硬度，二次回火的温度应略低于一次回火温度 50 ℃，若是一次回火后的硬度依然很高，二次回火的温度要与一次回火接近。

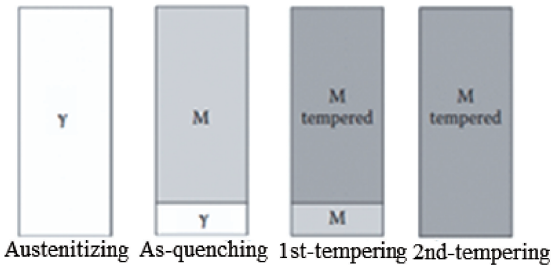


图 9 高速钢热处理过程中，钢中组织转化示意图（ γ —奥氏体或残余奥氏体；M—马氏体）^[26]

Fig. 9 Schematic of the austenite (γ), martensite (M) and tempered martensite as a function of the number of tempering treatments^[26]

回火过程中的碳化物析出和残余奥氏体转化对高速钢的韧性有着重要作用，其中碳化物的析出种类、析出方式和相互间的转化机制，以及不同种类高速钢中残余奥氏体完全转化的条件都将是研究的重点。

3.4 高速钢热处理工艺的研究方向

综上可知，高速钢的热处理工艺基本包括：预处理→高温淬火→多次回火。预处理主要是为了消除内应力和为后续的热处理做好准备；淬火主要是得到马氏体基体组织，提高钢的硬度；回火主要是解决淬火造成的脆性过大、韧性不足的问题，同时还能进一步转化基体中的残余奥氏体，最终得到高性能高速钢。高速钢热处理工艺基本已确定下来，但根据高速钢中合金元素不同和高速钢的应用需求不同，还需要调整各热处理阶段的具体参数以达到最终目标。

碳化物的析出和分布对高速钢的硬度和韧性影响很大，但因合金元素种类繁多，到目前为止，关于碳化物的定量分析、析出规律和转化机制等都没有明确的解释，故对高速钢中碳化物的研究一直是高速钢研究中的热点和难点。碳化物的溶解和析出主要存在于热处理的热处理和回火过程中，淬火和回火过程中的温度和时间对碳化物种类、溶解、析出、转化和分布的影响会直接体现在高速钢的性能上，这也仍将是高速钢研究的重点方向。

4 结 语

高速钢发明至今，发展迅速、种类繁多，目前处于发展稳定期。高速钢主要合金元素有 W，Mo，Cr，V，

Co, Al 和 RE 等, 主要作用是和 C 形成合金碳化物以提高钢的硬度和耐磨性。其制备工艺主要有铸造法、粉末冶金法、喷射成型法和电渣重熔法。其中铸造法已经基本能够满足普通切削刀具和轧辊用钢的要求, 对于那些用于高载荷模具、航空高温轴承及其他特殊要求的高品质高速钢, 则可以使用粉末冶金法来制备。喷射成型制备普通高速钢的成本要高于铸造法, 制备的高品质高速钢的性能也很难与粉末冶金高速钢相比。电渣重熔法的环境污染和能源消耗问题一直难以解决。故未来高速钢的主要制备方法应该是铸造法和粉末冶金法。

高速钢的热处理工艺基本类似, 即分段预处理→高温淬火(奥氏体化)→多次回火。热处理过程中碳化物的溶解和析出主要存在于淬火和回火过程中, 其对高速钢性能产生直接影响。故研究淬火和回火的温度和时间对碳化物种类、溶解、转化、析出和分布状态的影响将是未来高速钢的研究重点和难点。

参考文献 References

- [1] 中国国家标准化管理委员会. 高速工具钢: GB/T 9943—2008[S]. 北京: 中国标准出版社, 2008.
China National Standardization Management Committee. High Speed Steel: GB/T 9943—2008 [S]. Beijing: Standards Press of China, 2008.
- [2] 罗伯特, 克劳斯, 肯尼迪. 工具钢[M]. 徐进译. 北京: 冶金工业出版社, 1987.
ROBERTS G, KRAUSS G, KENNEDY R. Tool Steels[M]. Translated by XU J. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1987.
- [3] 邓玉昆, 陈景裕. 高速工具钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002.
DENG Y K, CHENG J Y. High Speed Steel [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002.
- [4] 智研咨询集团. 2017~2023 年中国高速工具钢行业运营态势及发展趋势研究报告[R]. 北京: 中国产业信息网, 2018.
Intelligence Research Consulting Group. Research Report on Operation Situation and Development Trend of China's High-Speed Tool Steel Industry in 2017~2023 [R]. Beijing: Website of China Chan Ye Xin Xi, 2018.
- [5] 吴魏. 我国高速钢刀具生产研发水平仍需提高[N]. 中国工业报, 2008-12-01 (B02).
WU W. China's High-Speed Steel Tool Production and Development Level still Need to Be Improved[N]. China Industrial News, 2008-12-01 (B02).
- [6] 宇博智业投资咨询有限公司. 2000~2014 年我国高速钢行业产量数据分析[R]. 北京: 宇博智业投资咨询有限公司, 2015.
Beijing Yubozhiye Market Consulting Company. 2000~2014 China's High-Speed Steel Industry Output Data Analysis[R]. Beijing: Beijing Yubozhiye Market Consulting Company, 2015.
- [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] 良辰. 航空制造技术[J], 2012 (C1): 63-65.
LIANG C. Aeronautical Manufacturing Technology [J], 2012 (C1): 63-65.
- [9] ZHAO Z G, QIU S T, ZHU R. Engineering Village[J], 2016, 2(7): 761-768.
- [10] 刘刚, 杨友. 材料热处理[J], 2006, 35(5): 47-50.
LIU G, YANG Y. Hot Working Technology [J], 2006, 35 (5): 47-50.
- [11] 秦曾. 离心铸造高速钢热处理工艺及性能研究[D]. 成都: 西南石油大学, 2014.
QIN C. Study on Heat Treatment Process and Property of High Speed Steel Processed by Centrifugal Casting[D]. Chengdu: Southwest Petroleum University, 2014.
- [12] 张天明. 电磁离心铸造高速钢组织与性能研究[D]. 西安: 长安大学, 2013.
ZHANG T M. Study on Microstructure and Property of High Speed Steel Processed by Electromagnetic Centrifugal Casting [D]. Xi'an: Chang'an University, 2013.
- [13] MESQUITA R A, BARBOSA C A. Hard Alloys with Dry Composition: US 8168009[P]. 2006.
- [14] 童时伟. M2 粉末冶金高速钢的制备及性能与组织研究[D]. 湘潭: 湘潭大学, 2016.
TONG S W. Preparation and Study on Microstructure and Property of M2 High Speed Steel Processed by Powder Metallurgy [D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2016.
- [15] ZHANG Q K, JIANG Y, ZHANG H B, *et al.* Materials and Design [J], 2016, 112(15): 469-478.
- [16] HERRANZ G, ROMERO A, CASTRO V D, *et al.* Materials and Design[J], 2014, 54: 934-946.
- [17] 卢林. 喷射成形含铌 M3 型高速钢组织性能优化与应用研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2016.
LU L. Study on Spray-Formed Nb-containing M3 High Speed Steel: Microstructures and Properties Optimization, Application[D]. Beijing: University of Science & Technology Beijing, 2016.
- [18] 卢林, 吴恒文, 张亮, 等. 材料导报[J], 2017, 31(29): 86-89.
LU L, WU H W, ZHANG L, *et al.* Materials Review[J], 2017, 31 (29): 86-89.
- [19] 赵顺利. 喷射成形高合金高速钢的组织与性能研究[D]. 上海: 上海大学, 2017.
ZHAO S L. Study on Microstructure and Property of Spray Formed High Alloyed High Speed Steel [D]. Shanghai: Shanghai University, 2017.
- [20] 王杰, 魏宽, 徐轶, 等. 热加工工艺[J], 2015, 44(10): 48-52.
WANG J, WEI K, XU Y, *et al.* Hot Working Technology [J], 2015, 44(10): 48-52.
- [21] 周雪峰, 方峰, 蒋建清, 等. 一种高速钢制备方法: CN103131933A [P]. 2013-06-05.

- ZHOU X F, FANG F, JIANG J Q, *et al.* A Preparation Method of High-Speed Steel; CN103131933A[P]. 2013-06-05.
- [22] 罗乙娟, 郭汉杰, 孙晓林. 钢铁[J], 2017, 52(7): 68-75.
- LUO Y W, GUO H J, SUN X L. Iron and Steel[J], 2017, 52(7): 68-75.
- [23] 肖志霞, 李海鹏, 冯建航, 等. 钢铁研究学报[J], 2018, 30(7): 29-53.
- XIAO Z X, LI H P, FENG J H, *et al.* Journal of Iron and Steel Research[J], 2018, 30(7): 29-53.
- [24] ROBERTS G, KRAUSS G, KENNEDY R. Tool Steels, 5th edition. [M]. American; ASM International, 1998.
- [25] WILLIAM E B. Selection and Application of Tool Steels[M]. Munich; Hanser Publications, 2005.
- [26] MESQUITA R A. Tool Steels Properties and Performance[M]. New York; CRC Press, 2017.
- [27] 黄庆奕. 粉末冶金 T15M 高速钢的制备及其性能研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2013.
- HUANG Q Y. Preparation of T15M High Speed Steel by Powder Metallurgy and Properties Study[D]. Chengdu; Southwest Jiaotong University, 2013.
- [28] 张贺佳. 深冷处理对两种刀具材料组织和性能影响的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2016.
- ZHANG H J. Investigation on Microstructure and Mechanical Properties of Two Kinds of Cutting Tool Materials after Deep Cryogenic Treatment [D]. Shenyang; Northeastern University, 2016.
- [29] BRANDIS H, HABERLING E, WEIGARD H H. Thyssen Edelstahl Technische Berichte[J], 1983, 15(1): 5-12.
- [30] WELL M G H, LHERBIER L W. Soviet Applied Mechanics[J], 1952, 11(9): 939-942.
- [31] 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.
- [32] 肖志霞, 李海鹏, 冯建航, 等. 铸造[J], 2017, 66(10): 1067-1072.
- XIAO Z X, LI H P, FENG J H, *et al.* Foundry[J], 2017, 66(10): 1067-1072.
- [33] ELSEIN G, ELSEIN M. Metall; International Zeitschrift fur Technik und Wirtschaft[J], 1965, 15(3): 65-78.
- [34] 薛屹, 易诚, 周毅, 等. 金属热处理[J], 2018, 43(6): 211-215.
- XUE Q, YI C, ZHOU Y, *et al.* Heat Treat of Metal[J], 2018, 43(6): 211-215.
- [35] ROBERTS G A, CARY R A. Tool Steels[M]. Ohio, American; American Society for Metals, 1980.
- [36] 甘宅平. 高速钢离心复合铸造轧辊的研究[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2006.
- GAN Z P. Investigation of High Speed Steel Centrifugal Composite Casting Roll[D]. Wuhan; Wuhan University of Science and Technology, 2006.
- [37] 何时剑. 热加工工艺[J], 2017, 46(12): 215-221.
- HE S J. Hot Working Technology[J], 2017, 46(12): 215-221.
- [38] 贾寓真, 吴懿萍, 匡旭光, 等. 金属热处理[J], 2018, 3(6): 211-215.
- JIA Y Z, WU Y P, KUANG X G, *et al.* Heat Treat of Metal[J], 2018, 3(6): 211-215.

(编辑 惠 琼)