

粉末冶金法制备高速钢研究进展¹

郝旭¹⁾, 张德印^{1,2)}✉, 贾宝瑞¹⁾, 吴昊阳¹⁾, 马志俊³⁾, 王帅帅⁴⁾, 张鹏程⁵⁾,
秦明礼^{1,2,6)}✉, 曲选辉^{1,6)},

1) 北京科技大学新材料技术研究院, 北京 100083

2) 北京科技大学顺德创新学院, 佛山 528399

3) 天工工具新材料股份有限公司, 丹阳 212312

4) 天工爱和特钢有限公司, 丹阳 212312

5) 天工新材料科技有限公司, 句容 212413

6) 北京科技大学北京材料基因工程高精尖创新中心, 北京 100083

✉通信作者, E-mail: 张德印, zhangdeyin@ustb.edu.cn 秦明礼, qinml@mater.ustb.edu.cn

摘要 高速钢作为一种工模具材料, 具有高的强度和韧性, 被广泛用于制造各种切削工具、模具、轧辊、耐磨件等。通过粉末冶金法生产高速钢, 不但能从根本上避免液相烧结过程中成分不均匀带来的组织偏析问题及粗大网状碳化物的形成, 其制品更具有晶粒细小、力学性能优异、使用寿命长等特点。本文概述了以粉末冶金法生产高速钢的一般工序及发展历程, 包括制粉工艺、成型工艺和国内外发展现状, 指出了目前粉末冶金高速钢存在的问题, 并对其未来的发展趋势进行展望。

关键词 粉末冶金; 高速钢; 发展历程; 研究进展; 制备工艺;

分类号 TG142.71

Research Progress of High-Speed Steel Prepared by Powder Metallurgy

HAO Xu¹⁾, ZANG De-yin^{1,2)}✉, JIA Bao-ru¹⁾, WU Hao-yang¹⁾, MA Zhi-jun³⁾, WANG Shuai-shuai⁴⁾, ZANG Peng-cheng⁵⁾, QIN Ming-li^{1,2,6)}✉, QU Xuan-hui^{1,6)},

1) Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Shunde Innovation School, University of Science and Technology Beijing, Foshan 528399, China

3) Jiangsu Tiangong Tools Co., Ltd, Danyang 528399, China

4) Tiangong Aihe Special Steel Co., Ltd, Danyang 212312, China

5) Tiangong New Material Technology Co., Ltd, Jurong 212413, China

6) Beijing Advanced Innovation Center for Materials Genome Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉Corresponding author, E-mail: Zhang De-yin, zhangdeyin@ustb.edu.cn Qin Ming-li, qinml@mater.ustb.edu.cn

ABSTRACT As a tooling material with high strength and toughness, HSS is widely used in the manufacture of various cutting tools, moulds, rolls, wear parts, etc. The production of HSS by powder metallurgy not only avoids the problems of segregation and the formation of coarse reticulated carbides caused by inhomogeneous composition in the liquid phase sintering process, but also provides products with fine grain size, excellent mechanical properties and long service life. This paper outlines the general process and

收稿日期: 2023-**-**

基金项目: 北京市自然科学基金项目 No.2224104 和广东省基础与应用基础研究基金项目 No.2021A1515110202

development of the production of HSS by powder metallurgy, including the powder making process, the forming process and the current development status at home and abroad, points out the problems of the current powder metallurgy HSS, and outlooks its future development trend

高速钢 Translated with www.DeepL.com/Translator (free version), 又称为高速工具钢或锋钢, 是一种具有高硬度、高耐磨、高强韧性的工具钢, 通常含有大量的合金元素如 W、Cr、Mo、V 等, 合金元素的总含量可达 10 %~30 %^[1-15]。相较于硬质合金、立方氮化硼(PCBN)、聚晶金刚石(PCD)等超硬刀具材料, 高速钢最大的特点在于通过高合金化形成大量的合金碳化物, 在提高材料强度和硬度的同时保持良好的韧性, 抗冲击载荷性能优异; 极佳的工艺性能使得高速钢可以被加工成薄刃或形状复杂的金属切削刀具, 如丝锥、滚齿刀、拉刀等, 也可用做高温轴承或耐磨性及抗震性要求高的冷、热模具等。据统计, 高速钢刀具占据了复杂刀具总销售额的 85 %^[6]。20 世纪中叶以来, 随着机械制造业的发展, 对刀具的切削速度、热红硬性、冲击韧性等提出了更高的要求, 以传统熔铸法生产的高速钢及其产品越来越难以满足社会发展的需求, 于是粉末冶金高速钢应运而生。粉末冶金法的应用从根本上解决了熔铸法所固有的碳化物偏析及共晶网状碳化物析出问题, 极大地提高了高速钢的力学性能和使用寿命, 使得粉末冶金高速钢成为介于普通高速钢和硬质合金之间的特殊钢种。

1 高速钢及其制备方法

熔铸法是制备高速钢的最主要方法; 然而其工艺特点决定了在凝固过程中由于冷却速率缓慢, 大量的合金碳化物沿晶界析出并随着合金的冷却而逐渐长大, 在合金内部形成粗大的网络状碳化物, 同时由于不同部位合金液相凝固时间的不同造成成分偏析, 在宏观性能上表现为各向异性, 碳化物偏析及粗大网状碳化物的形成严重损害了合金的性能, 增大其脆性开裂的可能。相较于铸造法, 粉末冶金法将高速钢粉末在一定温度下进行烧结致密化, 可以从根本上解决组织偏析问题, 有利于碳化物在基体中的均匀弥散分布, 其产品具有组织均匀、晶粒细小、夹杂物少等优点。粉末高速钢硬度、韧性、抗弯强度等综合力学性能相较于熔铸高速钢都有很大的提升, 快速凝固的制粉过程使得其内部也能溶解更多的合金元素, 形成大量合金碳化物的同时, 极大增强材料的耐磨性, 使用寿命相较于传统高速钢也有很大提升。图 1^{[5][7]}和表 1^[8]分别显示了熔铸高速钢与粉末高速钢的微观组织、性能对比。作为一种特殊的方法, 喷射成型是将金属熔滴高速喷射至沉积胚体中, 虽然也能在一定程度上避免偏析, 但由于喷射过程中无外部加压, 完全依靠金属的自然熔合, 总会存在一定量的缩孔和疏松, 内部不均匀的缺陷使其宏观力学性能产生较大波动, 需进一步改进工艺消除缺陷、提高成材率。相较于传统熔铸法和粉末法, 喷射成型的优势在于其可以用最少的工序直接获得具有快速凝固特征的高速钢, 但其性能仍不如粉末高速钢^[2]。电渣重熔法生产的高速钢纯净度高。碳化物分布均匀, 但其凝固速率较低, 晶粒及碳化物通常比较粗大, 且需要消耗大量能量, 对环境的污染也比较严重。

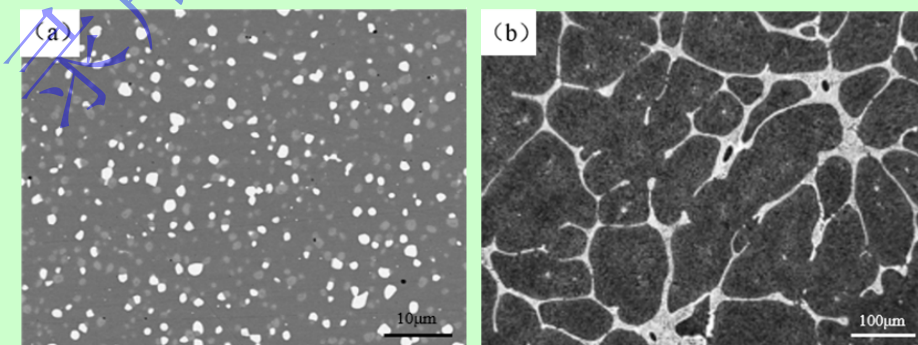


图 1 粉末高速钢与熔铸高速钢的微观组织 (a)粉末高速钢; (b) 铸态高速钢 Error! Reference source not found.Error! Reference source not found.

Fig. 1 Microstructure of powder metallurgy high-speed steel (a) PM high-speed steel and (b) cast high-speed steel Error! Reference source not found.Error! Reference source not found.

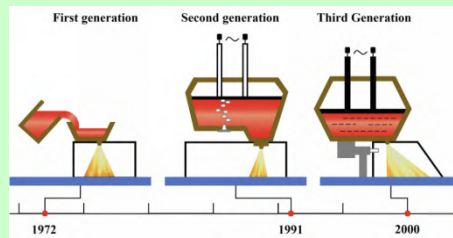
综上所述, 铸造法和粉末冶金法将是未来制备高速钢产品的主要方法, 而粉末高速钢将是未来工具钢行业高性能刀具材料的主流产品。

表 1 粉末高速钢与熔铸高速钢的性能对比^[8]

项目	普通高速钢	粉末高速钢
碳化物颗粒度	颗粒粗大, 最大直径可达 40 μm , 分布不均, 有聚集 <small>Error! Reference source not found.</small>	颗粒细小, 一般为 1~3 μm , 最大直径小于 6 μm , 分布均匀
共晶碳化物不均匀度 成分偏析	较差 严重	消除共晶碳化物不均匀性 无偏析 可提高合金元素含量, 不会引起碳化物颗粒粗化和成分偏析, W、
合金元素及碳元素含量	合金元素含量受限, 碳化物团块粗大, 偏析严重, W、Mo、Cr、V、Co 等主含合金元素一般为 10%~25%, 含碳量最高 1.6%	Mo、Cr、V、Co 等主要合金元素含量可高达 40% <small>Error! Reference source not found.</small> <small>Error! Reference source not found.</small> , 碳化钒含量可高达 14% <small>Error! Reference source not found.</small> , 含碳量最高 2.45%
可加工性	合金元素和碳化物含量增加, 可加工性差, 切削困难, 锻、轧加工困难	合金元素与碳化物含量增加, 车削耐磨性好、无需后续加工
力学性能	各向异性, 存在一定脆性, 适宜制造一般切削刀具	各向同性, 相较于普通高速钢强度高、硬度大、耐磨性好, 适用高冲击、断续切削等
热处理硬度	通用型高速钢 63~66HRC; 高性能高速钢 65~68HRC	66~72HRC

2 粉末高速钢生产工艺

粉末高速钢的生产制造源远流长, 如今已经经过了三代的发展。图 2 为三代粉末高速钢制造工艺进展示意图 Error! Reference source not found.。上世纪 70 年代, 美国的 Crucible 厂率先进行了粉末冶金法制备高速钢的工业化生产, 采用 1~2t 的中间钢包, 此后瑞典 Stora 厂等也相继投产, 此即为第一代的粉末高速钢, 我国市场上粉末高速钢的代表产品为乌克兰 DSS 厂的产品及日本日立金属生产的相关产品。1991 法国 Erasteel 公司对瑞典厂的雾化钢液制粉设备做了改进, 称为 ESH 法(Electro-Slag-Heating, 电渣加热法), 扩大中间包容量至 7t, 同时对其进行电渣加热和底部吹氩, 通过浸入钢渣的两个石墨电极产生的电加热, 保证钢水的温度稳定, 也可使钢水脱除氧、硫等杂质, 底部所吹氩气保证了钢液温度均匀, 又可促进净化反应, 用此方法生产的高速钢被称为第二代粉末高速钢。代表产品为 Erasteel 厂生产的 ASP2000 系列, 较之于第一代粉末高速钢钢材更为纯净, 非金属夹杂物含量可减少 90%, 淬火后的钢材韧性提高 20%。2000 年以后, 奥地利伯乐钢厂(Böhler)对粉末高速钢的生产工艺再次进行改进, 采用了更大的中间包(8t), 保留电渣加热技术的同时, 以电磁搅拌代替底部吹氩气, 雾化喷气装置的喷嘴也由紧挨钢包渗孔的喷雾室顶部改为侧面, 在此基础上推出了以“Microclean”系列为代表的第三代粉末高速钢, 其粉末粒径更细, 非金属夹杂更少, 强度及塑韧性比第二代均可提高 20%, 法国 Erasteel 公司也对第二代生产工艺进行了改进, 已经用 Dvalin TM 系列代替 ASP 系列。

图2 三代粉末高速钢制造工艺进展^[9]Fig. 2 Manufacturing process progress of third-generation powder metallurgy high-speed steel^[9]

纵观粉末高速钢的发展历程，主要进步表现在制粉环节对原始钢粉纯净度的控制，旨在提高其内部合金元素分布的均匀性及降低夹杂物含量，钢水洁净度是影响钢材质量的最主要因素。表2列出了三代粉末高速钢的性能对比^[8,10,11]。

表2 三代粉末高速钢的性能对比^[8,10,11]

项目	第一代粉末钢	第二代粉末钢	第三代粉末钢
代表产品	乌克兰 DSS 厂 GPM 系列	法国 Erasteel ASP 2000 系列	奥地利 Böhler Micro clean 系列
制备工艺	小的坩埚炉和中间钢包	较大中间钢包、ESH	最大中间钢包、ESH 加电磁搅拌
粒度分布	D50 为 140 μm ，最大尺寸 1000 μm	相较于第一代分布较窄	D50 为 60 μm ，最大尺寸 500 μm ，二次枝晶臂距离 1 μm
化学成分波动范围	较大	比第一代缩小一半	精确控制，波动范围进一步缩小
非金属夹杂物含量	尺寸大、数量多，1 cm^3 钢中以 50 μm 尺寸计数，约有 0.6 个非金属夹杂物	比第一代减少将近一倍，1 cm^3 钢中以 50 μm 尺寸计数，约有 0.03 个非金属夹杂物	精确控制，波动范围进一步缩小，非金属夹杂比第一代又减少 90%，1 cm^3 钢中以 50 μm 尺寸计数，约有 0.002 个非金属夹杂物
抗弯强度($\Phi 100\text{mm}$ 材料横向抗弯强度)	ASP30 抗弯强度为 3.0Gpa，比普通熔炼高速钢提高约 1 倍	第二代 ASP2030 抗弯强度为 3.5Gpa，比第一代提高约 20%	第三代 ASP2030 抗弯强度为 4.2Gpa，比第二代又提高 20%

当前采用第三代粉末冶金工艺，已经可以连续大批量生产性能稳定的粉末高速钢，但由于高品质粉末的制备及成型工艺所需设备的价格高昂，粉末高速钢依然售价不菲。

2.1 粉末制备工艺

自从上世纪 60 年代，粉末冶金法被用于生产高速钢以来，人们一直致力于高性能合金粉末的制备与开发^[12-21]，粉末特性对于后续的成型过程及相关制品有着决定性的作用，要求原粉的粒度分布尽可能窄、粉末粒径细、表面光洁度好、无团聚、缺陷少等^[22]，粉末冶金制备高速钢粉末工艺包括雾化法^[23-26]、还原法^[27]、电蚀分散法^[28]、切削法^[29]、球磨法^[30]及机械合金化法^[16, 31]等。其中常用雾化法和机械合金化法生产高速钢粉末。

雾化法是用高压液体或气体冲击液态金属或合金，使其通过快速冷却凝固成金属或合金粉末。根据介质的不同有气雾化法和液雾化法，气雾化法一般采用氩气等惰性气体，液雾化法采用高压水流，雾化介质的不同直接导致冷却速率的差异，气体雾化的冷却速度一般在 $10^2 \text{ k}\cdot\text{s}^{-1} \sim 10^3 \text{ k}\cdot\text{s}^{-1}$ ，而液雾化法的冷却介质水相较于气体的导热性更高，冷却速率也高出一个数量级，在 $10^3 \sim 10^4 \text{ k}\cdot\text{s}^{-1}$ 左右。雾化过程中的冷却速率对粉末特性有着显著的影响，具体表现在气雾化和液雾化粉末在粉末形貌、组织、粒径、氧含量等方面的差

异。以雾化粉末来说,其冷却速度慢,金属液滴在空中滞留的时间较长,故其通常具有良好的表面光洁度、形貌多为球形、相较于同压力下的水雾化粉末粒径更大,粒度分布较宽,粒度小于 $37\ \mu\text{m}$ 的细分收得率在 25%~40% 之间。由于多用惰性气体,粉末具有更低的氧含量,用氩气雾化可能会存在“氩泡”等缺陷,组织可能出现沿温度梯度生长的柱状晶。水雾化生产高速钢粉末由于其冷却速率大,与高温熔体接触时会产生小范围的爆炸而破坏粉末表面的完整性,其形貌常为不规则形,压缩性好,同时有着更小的粒径与更窄的粒度分布,可有效阻止碳化物的析出,组织特点为具有快速凝固显著特征的等轴晶。高压水流作为介质一方面可以降低成本,另一方面由于水本身含有氧,致使高速钢粉末氧含量较高(1500~2000 ppm),一般在后续需进行粉末脱氧处理(退火、加脱氧剂、真空脱氧等)。目前主流的方法是采用气雾化的方法生产高速钢粉末,知名的生产厂商包括奥地利伯乐、法国埃赫曼、美国 Crucible、日本日立及神户钢铁^[32, 33]。采用水雾化法的不多,仅有德国 Krobsoge、印度 BISL、英国 Powdrex 等^[34]。

机械合金化法(又称高能球磨法)是将各种不同的纯金属元素粉末以预先设定的比例混合,再通过机械球磨的方法将其进行混匀的粉末制备方法,可用以制备超细微粉。在球磨的过程中,各种不同元素的粉末被挤压破碎,露出新鲜的表面,比表面积增大,不规则的高活性细粒粉末经接触很容易以冷焊的方式进行结合,粉末间距变小,烧结过程中原子扩散路程缩短,加之大的比表面积导致了高的烧结活性,粉末可以在更低的温度下实现致密化。许多难以在常温下进行的固态反应都可以通过机械合金化轻松实现。Matteazzi 等人首先将各种成分的元素粉末进行球磨,通过机械合金化的方法成功制备了高速钢粉末 **Error! Reference source not found.**。日本、墨西哥、德国的研究人员通过机械球磨法将高速钢粉末进行细化,过程中粉末各个方向均存在应力,处于高能非平衡态,获得的产品为具有纳米晶结构的超细晶高速钢粉末 **Error! Reference source not found.**。

2.2 粉末成型工艺

粉末的固结成型是粉末高速钢制备过程的第二道关键工序,成型坯的密度及分布状态决定了产品最终的组织 and 性能。目前常见的粉末高速钢成型工艺包括热等静压 **Error! Reference source not found.**、冷压烧结 **Error! Reference source not found.**、注射成型 **Error! Reference source not found.** 等,每种工艺各有其特点。

热等静压是粉末固结的主要工艺之一,起初是用于研制核反应堆材料而发展起来的 **Error! Reference source not found.**,其主要过程为:将雾化的高速钢粉末进行干燥、筛分后,装入包套并进行振实和抽真空,保证生坯有一定的密度,之后将包套进行封焊密封,放入热等静压机中,通过高压惰性气体对生坯的各个方向施加同等压力,同时进行高温加热,常用温度为 $800\sim 2000\ ^\circ\text{C}$,压力在 $100\sim 300\ \text{Mpa}$,以此将粉末进行烧结致密化,成品可用锻轧加工成所需形状和尺寸。图 3 为热等静压法制备粉末高速钢工艺过程 **Error! Reference source not found.**。热等静压的工艺特点在于直接使用雾化粉末,既可以保持金属快速凝固的特点,使在粉末中细小弥散分布的碳化物保留至最终样品,从而彻底避免偏析问题,偏析的解决使得高速钢的强度、韧性及热塑性、可加工性都有所改善,亦可为高速钢的高合金化提供条件,使得高速钢在保持高硬度的条件下,同时具备高强度,也能延长其使用寿命。热等静压是目前应用非常广泛的粉末固结方法,美国 Crucible Materials 公司开发出的 CPM REX121 高钒钴高速钢硬度可达 $HRC\ 70/71$ **Error! Reference source not found.**,具有优异的强韧性和红硬性,切削速度也高于普通含钴高速钢。美国 Carpenter 公司、奥地利 Böhler 公司及日本 Hitachi 公司也有各自相应的热等静压生产粉末高速钢的工艺。热等静压将成型与烧结结合为一步完成,一定程度上可节省能源,但其工艺复杂度高,设备投资大,高成品、高性能是热等静压高速钢的主要特点。

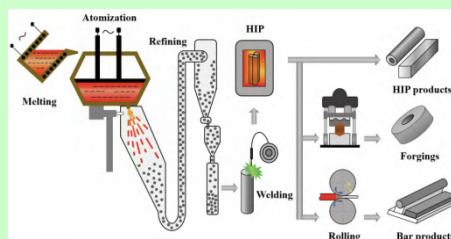


图3 热等静压法制备粉末高速钢工艺过程 Error! Reference source not found.

Fig. 3 Process of powder high speed steel prepared by hot isostatic pressing^[9]

冷压烧结是另一种固结高速钢粉末的方法，其主要过程为将高速钢粉末加粘结剂混匀后，在特定的密封模具中将其压制成毛坯，然后在一定的保护气氛下将其进行烧结致密化，冷压烧结工艺常采用水雾化粉，因其形貌多为不规则的土豆形，粉末之间更容易嵌合在一起，压制成型性好。其烧结机制为超固相线液相烧结 Error! Reference source not found.，此过程固相线与液相线温度间隔较大，需要对炉内温度场及烧结温度进行严格的控制，若烧结温度波动较大，易造成晶粒生长不均匀。烧结过程伴随着一定量的碳损失，通常需要进行配碳，Steven 提出了平衡碳法则 Error! Reference source not found.，假设钢中不存在游离碳元素，而是全部以固定的合金碳化物形式存在，通过不同合金元素消耗碳原子的能力不同调整高速钢中碳元素比例，常用定碳比公式 $C_p=0.033W+0.063Mo+0.06Cr+0.2V$ 指导高速钢的成分设计。也可通过提高合金元素含量改善其烧结温度过高和烧结窗口过窄的问题，例如通过提高钢中的碳元素含量，可使其更多的置换奥氏体中的铁原子，造成更多晶格畸变，增加奥氏体的不稳定性的同时降低合金熔点，M2 高速钢可以在更低温度下完成烧结致密化 Error! Reference source not found.。Mascarenha 等 Error! Reference source not found.通过研究发现向钢中进行适量的配碳或者合金碳化物(如 VC)，可以使钢材在更低的烧结温度下得到更高的力学性能。冷压烧结由于不存在外部加压，完全依靠形成液相后的毛细管里作为烧结驱动力，其制品通常相当部分的微孔不能完全消除，导致其致密度较低，因此冷压烧结制品往往需要进行一定的后处理(如冲压、锻压、热轧等)进一步提高其致密度。Sustarsic 等 Error! Reference source not found.研究发现，向 M3:2 粉末高速钢添加 MoS_2 后发现粉末表面的氧含量显著降低，这是由于 MoS_2 是一种具有还原性的物质，与氧有着很强的亲和力，通常在 $400^\circ C$ 就可与氧反应生成 MoO_3 ，这使得烧结过程中高速钢内部的氧元素通过烧结颈不断向表面扩散，从而降低其整体的烧结温度。相较于其他工艺，冷压烧结粉末高速钢的优势在于设备投资少，便于小规模生产。目前国际上的主要生产厂商有英国的 Powder 公司、德国的 Krobsoge 公司以及印度的 BIBL 公司，所涉及产品种类还未超出 AISI 标准规定的范围。

粉末注射成型是一种近终成型方法，它来源于塑料的注射成型，是一项结合了粉末冶金与注射成型的新材料成型方法。其最大特点为近净性，即通过一次成型直接得到最终产品的尺寸形状，避免了后续加工过程，节省原料降低成本，尤其适用于形状复杂、大批量的产品生产过程。注射成型的一般工艺流程如图 4 所示 Error! Reference source not found.，首先将金属粉末与热塑性的粘结剂均匀混合，形成具有粘塑性的注射喂料，然后在一定的温度与压力下，将金属喂料注入事先做好的模具内，经烧结后脱除粘结剂，最终形成各种制品，最后进行各种烧结后处理，即混炼-成型-脱脂-烧结四个过程。在工业上利用注射成型生产各种铁镍、铁钴、钨基合金等产品的工艺已趋于成熟，然而对于高速钢注射成型的研究还处于初步探索阶段。Dobrzański 等 Error! Reference source not found.开发了一种用于 HS12-1-5-5 注射成型高速钢的 HDPE 基粘结剂，并在不同温度下进行烧结，硬度、抗弯强度等指标与常规工艺生产的高速钢相当。Liu 等 Error! Reference source not found.人对 M2 高速钢在不同气氛下的烧结组织演变进行了研究，确定了真空和氮气气氛下 M2 粉末高速钢的最佳烧结温度，氮气气氛下会产生分布于晶界处的碳氮化物有利于碳化物的析出并使得烧结窗口增加。注射成型工艺为了完成复杂零部件的生产，需要将金属粉末与有机粘结剂进行混合使得混料具有一定的流动性以方便充入型腔，后续还需进行粘结剂的脱除，依靠烧结收缩来对零件进行致密化，对粉末也有一定的要求，注射成型用高速钢粉末需要采用直径十几微米的细粒径粉末，且表面形貌为球形，光洁度好，无明显夹杂等，这些因素无形之中增加了高速钢注射成型的成本，故其应用受到一定的限制。

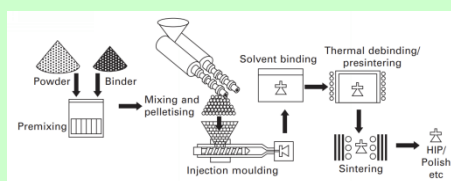


图4 粉末注射成型工艺流程图 Error! Reference source not found.

Fig. 4 Schematic of powder injection molding process

此外, 另有一些成型方法正处于不断研究与发展之中, 如喷射成型、放电等离子烧结 (SPS)、3D 打印成型等, 提高粉末高速钢的组织均匀性及作为切削工具的相关力学性能, 并进一步降低生产成本是其主要发展方向。实际生产中具体采用什么样的成型工艺, 应从目标制品的批量、形状复杂度、成本控制等方面多方考虑。

3 国内外发展现状

上世纪 80 年代, 国外的机械加工产业就已经使用粉末高速钢切削刀具代替传统切削刀具。随着技术水平的进一步发展, 以粉末法生产的高速钢越来越受到金属加工领域的青睐, 其产品份额逐年上升, 在高端切削刀具市场已占有一席之地。世界粉末高速钢生产主要集中在欧美及日本, 美国 Cuicible、法国 Erasteel、奥地利 Böhler、日本日立等国外厂商均具备了大批量生产粉末高速钢及其相关产品的能力, 产品已销往世界各地。法国的 Erasteel 厂已经拥有多条成熟的粉末高速钢生产线, 可以连续大批量生产性能稳定的粉末高速钢, 旗下 8 个牌号的粉末钢产品占据了世界粉末高速钢市场的 30% 份额。奥地利 Böhler 钢厂拥有世界上最现代化的粉末高速钢生产基地, 其自主开发的第三代粉末冶金微洁净钢 Micro clean 系列被视为粉末钢的又一次技术飞跃, 可以使工模具寿命提高数倍, 代表牌号包括 S290、S390、S590、S790 等。

自 20 世纪 70 年代以来, 我国开始了对粉末高速钢的研制。“六五”期间, 钢铁研究总院诞生了我国第一台独立自主开发研制的热、冷等静压机, 在此基础上通过“非真空冶炼-氮气雾化制粉-热等静压-精锻”等一系列工艺成功生产出了直径 20 mm、高 930 mm 的 FT15 粉末高速钢, 性能已达国际先进标准, 但由于各种原因, 最终未能实现工业化生产。1985 年钢铁研究总院和重庆特钢合作, 生产出质量为 240kg 的钢锭, 直径 120 mm, 致密度达到 100 %, 氧含量仅有 100 ppm。随着我国产业结构的调整及相关政策的出台, 高速钢产品的生产厂家由大型国营企业转变为民营企业, 其中河北石家庄的河冶科技主营高速切削工具钢及工模具钢相关产品, 利用改进的先进雾化制粉装备、大型热等静压机等, 在原有科研成果基础上进行高性能高速工具钢的研发, 在高速钢的热加工及热处理方面积累了宝贵的经验, 建立了完善的生产组织体系、工艺过程控制体系、质量检验体系、产品以高合金度、高纯净度为特点, 现已具备工业化生产能力, 以喷射成型高速钢为主; 江苏丹阳的天工集团也已具备了大批量生产高性能高速钢的能力, 正逐渐成长为我国高速钢行业的龙头企业。表 3 为江苏天工生产的粉末高速钢技术指标与国际先进水平对比。

表 3 江苏天工粉末高速钢性能指标与国际先进水平对比

钢种	天工粉末钢			世界先进水平		
	氧含量 ppm	最大颗粒度 μm	纯净度 D_s	氧含量 ppm	最大颗粒度 μm	纯净度 D_s
TPM558	50~80	≤ 4	≤ 1	≤ 50	≤ 4	≤ 0.5
TPM6711	50~80	≤ 4	≤ 1	≤ 50	≤ 4	≤ 0.5
TPMD41 A	70~100	≤ 8	≤ 1	≤ 70	≤ 6	≤ 0.5
TPM380	50~80	≤ 4	≤ 1	≤ 50	≤ 4	≤ 0.5

总体而言, 我国粉末高速钢行业起步晚、发展慢、设备落后、品种规格少, 其生产特点为低端产品产能过剩, 附加值低, 高品质刀具市场占有率低。近些年, 我国高速钢产品出口总量已全面超越进口量, 基本上可以实现常规高速钢刀具的自给自足, 但高性能刀具、粉末高速钢仍依赖进口。这一方面是由于我国相关生产设备及相关工艺的落后, 更重要的是对此类基础性材料研究较为滞后, 国外同行业公司经过长时间发展, 已经形成了相当多的制粉、成型工艺等方面的专利, 而我们尚停留在对粉末高速钢材料、工艺、性能之间关联的不断探索阶段, 成分方面也是对国外知名品牌的钢号进行仿制, 缺乏一定的自主创新能力, 产品类型及规格不够多样, 缺乏相关产业严格的国家标准。国产粉末高速钢的研制依然任重道远。

4 结语

高速钢发展至今已有百年历史,其发展过程中的最主要特征主要表现在两个方面,一是合金成分种类与含量的增加,二是生产工艺的不断创新。粉末冶金法的应用是高速钢发展过程中的一重大变革,不仅从根本上解决了传统熔铸法带来的碳化物偏析与粗大共晶网状碳化物问题,而且有利于高速钢中合金元素含量的进一步提高,细小的合金碳化物在基体中均匀分布,通过弥散强化使高速钢的力学性能获得极大地提高。粉末高速钢已成为高端刀具市场的主流产品。目前我国的粉末钢生产制造与国外仍存在较大差距,高端刀具仍需依赖进口,且价格昂贵,随着近些年国际形势的急剧变化,此类被国外厂商所垄断的产品亟需走上自主化、国产化的道路。今后的主要发展方向将围绕高性能粉末高速钢的研发制造来进行。

参考文献

- [1] Mesquita R A, Barbosa C A. High-speed steels produced by conventional casting, spray forming and powder metallurgy [J]. Mater. Sci. Forum, 2005, 498-499: 244
- [2] Xu G L, Huang P, Sun X, et al. Research status and development trend of high-speed-steel's preparation and heat treatment process [J]. Mater. China, 2020, 39(1): 70
(徐桂丽, 黄鹏, 孙溪等. 高速钢制备和热处理工艺的研究现状及发展趋势 [J]. 中国材料进展, 2020, 39(1): 70)
- [3] Godec M, Večko Pirtovšek T, Šetina Batič B, et al. Surface and bulk carbide transformations in high-speed steel [J]. Sci. Rep., 2015, 5: 16202
- [4] Wei S Z, Xu L J. Review on research progress of steel and iron wear-resistant materials [J]. Acta Metall. Sin., 2020, 56: 523
(魏世忠, 徐流杰. 钢铁耐磨材料研究进展 [J]. 金属学报, 2020, 56: 523)
- [5] Peng H L, Hu L, Ngai T W, et al. Effects of austenitizing temperature on microstructure and mechanical property of a 4-GPa-grade PM high-speed steel [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2018, 719: 21
- [6] Wu Y C. Evolution of technology of powder metallurgy high speed steel [J]. Powder Metall. Indus., 2007, 17: 30
(吴元昌. 粉末冶金高速钢生产工艺的发展 [J]. 粉末冶金工业, 2007, 17: 30)
- [7] Hetzner D W. Refining carbide size distributions in M1 high speed steel by processing and alloying [J]. Mater. Charact., 2001, 46(2-3): 175
- [8] Chen S M, Zhang Q, Zhu X F. Characteristics, heat treatment process and application of PM high speed steels [J]. Heat Treatment, 2008, 23(2): 14
(陈顺民, 张庆, 祝新发. 粉末冶金高速钢的特性, 热处理工艺及应用 [J]. 热处理, 2008, 23(2): 14)
- [9] Qin Q, Yang F, Chen C G et al. Preparation technology and development direction of powder high-speed steel [J]. Powder Metall. Indus., 2022, <https://doi.org/10.13228/j.boyuan.issn1006-6543.20210033>
(秦乾, 杨芳, 陈存广等. 粉末高速钢的制备技术及发展方向 [J]. 粉末冶金工业, 2022 <https://doi.org/10.13228/j.boyuan.issn1006-6543.20210033>)
- [10] Wang L X, Ge C C, Guo S Q, et al. Development of powder metallurgy high speed steels [J]. Mater. Rep., 2010, 24(S1): 459
(王丽仙, 葛昌纯, 郭双全等. 粉末冶金高速钢的发展[J]. 材料导报, 2010, 24(S1): 459)
- [11] Cao J Y, Zhong H L, Hao Q et al. Evolution of technology of powder metallurgy high speed steel [J]. Powder Metall. Indus., 2011, 21: 45
(曹勇家, 钟海林, 郝权等. 粉末冶金生产工艺的两大发展 [J]. 粉末冶金工业, 2011, 21: 45)
- [12] Angers R, Champagne B, Tremblay R. PM high speed steels enriched in C, V and Ti [J]. Met. Powder Rep., 1990, 45(12): 844
- [13] Bergman F, Hedenqvist P, Hogmark S. The influence of primary carbides and test parameters on abrasive and erosive wear of selected PM high speed steels [J]. Tribol. Int, 1997, 30(3): 183

- [14] Trabadelo V, Giménez S, Iturriza I. Development of powder metallurgy T42 high speed steel for structural applications[J]. *J. Mater. Process. Tech.*, 2008, 202(1-3): 521
- [15] Peng H L, Hu L, Ngai T W et al. Effects of austenitizing temperature on microstructure and mechanical property of a 4-GPa-grade PM high-speed steel [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2018, 719(14): 21
- [16] Chen N, Luo R, Xiong H W et al. Dense M2 high speed steel containing core-shell MC carbonitrides using high-energy ball milled M2/VN composite powders [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2020, 771(13): 138628
- [17] Wang H B, Hong D, Hou L G, et al. Influence of tempering temperatures on the microstructure, secondary carbides and mechanical properties of spray-deposited AISI M3:2 high-speed steel [J]. *Mater. Chem. Phys.*, 2020, 255(15): 123554
- [18] Jovičević-Klug, P, Puša, G, Jovičević-Klug M, et al. Influence of heat treatment parameters on effectiveness of deep cryogenic treatment on properties of high-speed steels [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2021, 829(1): 142157
- [19] Yang B Z, Xiong X, Liu R T, et al. Effect of yttrium hydride addition on microstructure and properties of powder metallurgy CM2 high speed steel [J]. *J. Mater. Res. Technol.*, 2021, 14: 1275
- [20] Benito S, Boes J, Matsuo M, et al. Uncovering process-structure relationships associated to the hot isostatic pressing of the high-speed steel PMHS 3-3-4 through novel microstructural characterization methods [J]. *Mater. Design*, 2021, 208: 109925
- [21] Li H N, Yan L, Zhang H M, et al. Effects of sintering temperature on interface microstructure and element diffusion of WC-Co-Ni-Fe/high-speed steel composites [J]. *Mater. Lett.*, 2022, 310(1): 131449
- [22] Tornberg C, Bengtsson B O. ESH: a tundish metallurgical process improving the properties of PM tool steels[J]. *Scand. J. Metall.*, 1996, 25(1): 36
- [23] Borgstrom H, Nyborg L. Effect of vacuum annealing and nitrogen alloying on gas atomised M4 high speed steel powder [J]. *Powder Metall.*, 2006, 49(1): 48
- [24] Petrov A K, Tsipunov A G, Palamarchuk A F et al. Microdefects in particles of atomized high-speed steel powders [J]. *Soviet Powder Metall. Met. C+*, 1976, 15: 250
- [25] Mukhin G G, Pavlov M S. Carbides in atomized powder and powder tungstenless high-speed steel [J]. *Met. Sci. Heat Treat.*, 1994, 36: 313
- [26] Sun H X, Chen C G, Zhang Z W, et al. PM High speed steel with high performance manufactured by super-fine powder with low oxygen content [J]. *Rare Metal Mat Eng.*, 2019, 48(10): 3246
(孙海霞, 陈存广, 张振威等. 低氧超细粉末制备高性能粉末高速钢 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(10): 3246)
- [27] Eremeeva Z V, Akhmetov A. Manufacturing of powdered high speed steel by coreduction of tungsten and molybdenum oxides and cobalt oxalate on iron powder [J]. *Inorg. Mater. Appl. Res.*, 2021, 12: 186
- [28] Latypova G R, Karpenko N N, Latypov R A, et al. Composition and properties of the powder fabricated from the waste of high-speed R18 tool steel by electroerosion dispersion [J]. *Russ. Metall.*, 2020, 2020: 698
- [29] Dolgoarshinnykh I R, Mazno O A, Yudakov A A. Production of a high-speed steel powder by vibromilling shavings in ammonia [J]. *Powder Metall. Met. C+*, 1993, 32: 187
- [30] Reva V P, Moiseenko D V. High-speed steel powder produced from chip wastes ground in the presence of high-molecular compounds [J]. *Russian Eng. Res.*, 2013, 33: 79
- [31] Liu Z Y, Loh N H, Khor K A, et al. Mechanical alloying of TiC/M2 high speed steel composite powders and sintering investigation [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2001, 311(1-2): 13
- [32] Foelzer A, Tornberg C. Advances in processing technology for powder-metallurgical tool steels and high speed steels giving excellent cleanliness and homogeneity [J]. *Mater. Sci. Forum*, 2003, 426: 4167
- [33] Eisen W B. A review of PM tool and high speed steels [J]. *Met. Powder Rep.*, 1997, 52(11): 42
- [34] Han F L, Ma F K, Cao Y J. *Technical Manual of Powder Metallurgy* [M]. Beijing Chemical Industry Press, 2009, 727
- [35] Liu Y H, Ning Y Q, Yao Z K et al. Hot deformation behavior of the 1.15C-4.00Cr-3.00V-6.00W-5.00Mo powder metallurgy high speed steel [J]. *Mater. Design*, 2014, 54: 854
- [36] Giménez S, Zubizarreta C, Trabadelo V, et al. Sintering behaviour and microstructure development of T42 powder metallurgy

- high speed steel under different processing conditions [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, 480: 130
- [37] Trabadelo V, Giménez S, Iturriza I. Microstructural characterisation of vacuum sintered T42 powder metallurgy high-speed steel after heat treatments [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2009, 499: 360
- [38] Sintering and microstructure of high vanadium high speed steels[J]. *Metal Powder Report*,1999,54(3). García C, Romero A, Herranz G, et al. Effect of vanadium carbide on dry sliding wear behavior of powder metallurgy AISI M2 high speed steel processed by concentrated solar energy [J]. *Mater. Charact.*, 2016, 121: 175
- [39] Kearns M A, Murray K, Davies P A et al. Sintering and properties of MIM M2 high speed steel produced by prealloy and master alloy routes [J]. *Metal Powder Rep.*, 2016, 71: 200
- [40] Torralba J M, Ruiz-Román J M, Cambronero L E G, et al. P/M high speed steels obtained by metal injection moulding [J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 1997, 64: 387
- [41] Liu Z Y, Loh N H, Khor K A et al. Sintering of injection molded M2 high-speed steel [J]. *Mater. Lett.* 2000, 45: 32
- [42] Liu Z Y, Loh N H, Khor K A et al. Microstructure evolution during sintering of injection molded M2 high speed steel [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2000, 293: 46
- [43] Várez A, Levenfeld B, Torralba J M et al. Sintering in different atmospheres of T15 and M2 high speed steels produced by a modified metal injection moulding process [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2004, 366: 318
- [44] Shen Q M, Yang J, Shan X Y, et al. Development and application of HIP technology [J]. *Rare Metal. Cement. Carbides*, 2003, 31(2): 33
(湛启明, 杨靖, 单先裕等. 热等静压技术的发展及应用 [J]. *稀有金属与硬质合金*, 2003, 31(2): 33)
- [45] Wang H Q, Yan Q Z, Kuang F H, et al. Effect of manufacturing routes on microstructure and mechanical properties of high vanadium high speed steel [J]. *Powder Metall. Technol.*, 2010, 28(4): 266
(王浩强, 燕青芝, 旷峰华等. 制备工艺对粉末高钒高速钢组织和力学性能的影响 [J]. *粉末冶金技术*, 2010, 28(4): 266)
- [46] Wright S, Ogel B. Supersolidus sintering of high speed steels: Part 1: sintering of molybdenum based alloys [J]. *Powder Metall.*, 1993, 36(3): 213
- [47] Rong W, Andrén H O, Wisell H, et al. The role of alloy composition in the precipitation behaviour of high speed steels[J]. *Acta metal. et mater.*, 1992, 40(7): 1727
- [48] Asgharzadeh H, Simchi A. Effect of sintering atmosphere and carbon content on the densification and microstructure of laser-sintered M2 high-speed steel powder [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2005, 403(1-2): 290
- [49] Mascarenhas J M G, Oliveira M, Wright C S. Effect of vanadium and carbon content on the sinterability of water atomised high speed steel powders [J]. *Mater. science forum*, 2006, 514: 529
- [50] Sustarsic B, Kosec L, Dolinsek S, et al. The characteristics of vacuum sintered M3/2 type HSSs with MoS₂ addition [J]. *J. Mater. Process Technol.*, 2003, 143: 98
- [51] Todd I, Sidambe A T. *Advances in Powder Metallurgy* [M]. *Metals and Surface Engineering*, 2013, 109
- [52] Dobrzański L A, Matula G, Herranz G, et al. Metal injection moulding of HS12-1-5-5 high-speed steel using a PW-HDPE based binder [J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2006, 175(1-3): 173
- [53] Mesquita R A, Barbosa C A. Spray forming high speed steel-properties and processing [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2004, 383: 87
- [54] Zhang G Q, Yuan H, Jiao D L, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of T15 high speed steel prepared by twin-atomiser spray forming and thermo-mechanical processing[J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2012, 558: 566
- [55] Yang Y Q, Jiang S, Zhao X. Microstructure evolution of laser direct metal deposition of M2 high speed steel [J]. *Mater. Sci. Forum*, 2017, 879: 2198
- [56] Wang Y J, Chu S J, Mao B, et al. Microstructure, residual stress, and mechanical property evolution of a spray-formed vanadium-modified high-speed steel processed by post-heat treatment [J]. *J. Mater. Res. Technol.*, 2022, 18: 1521.
- [57] Shen W J, Yu L P, Liu H X, et al. Diffusion welding of powder metallurgy high speed steel by spark plasma sintering [J]. *J. Mater. Process Technol.*, 2020, 275: 116383
- [58] Pellizzari M, Fedrizzi A, Zadra M. Spark Plasma co-Sintering of hot work and high speed steel powders for fabrication of a

- novel tool steel with composite microstructure [J]. Powder Technol., 2011, 214(3): 292
- [59] Pellizzari M, Fedrizzi A, Zadra M. Influence of processing parameters and particle size on the properties of hot work and high speed tool steels by Spark Plasma Sintering [J]. Mater. Design, 2011, 32: 1796
- [60] Liu Z H, Zhang D Q, Chua C K, et al. Crystal structure analysis of M2 high speed steel parts produced by selective laser melting [J]. Mater. Charact., 2013, 84: 72
- [61] Geenen K, Röttger A, Feld F, et al. Microstructure, mechanical, and tribological properties of M3:2 high-speed steel processed by selective laser melting, hot-isostatic pressing, and casting [J]. Addit. Manuf., 2019, 28: 585
- [62] Naranjo J A, Berges C, Gallego A, et al. A novel printable high-speed steel filament: Towards the solution for wear-resistant customized tools by AM alternative [J]. J. Mater. Res. Technol., 2021, 11: 1534
- [63] Saewe J, Carstensen N, Kürnsteiner P, et al. Influence of increased carbon content on the processability of high-speed steel HS6-5-3-8 by laser powder bed fusion [J]. Addit. Manuf., 2021, 46: 102125
- [64] Li Y, Wang Y, Niu J Z, et al. Microstructure and mechanical properties of M2 high speed steel produced by electron beam melting [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2023, 862: 144327
- [65] Jia C C, Wu L Z. Powder Metallurgy High Speed Steel [J]. Metal World, 2012, 2: 5
(贾成厂, 吴立志. 粉末冶金高速钢 [J]. 金属世界, 2003, 2012, 2: 5)

录用稿件，

非最终出版稿