

· XXXX ·



AISI M3:2 粉末工具钢中碳化物在高温保温过程中的演变

刘恒三¹, 周 许^{2,3}, 张国清¹

(1 南昌职业大学, 南昌 330599; 2 先进特殊钢全国重点实验室(黄石), 黄石 435001;

3 大冶特殊钢有限公司, 黄石 435001)

摘 要:系统研究了 AISI M3:2 在不同温度保温过程中初生碳化物的演变规律及组织稳定性机制。采用扫描电子显微镜(SEM)对材料微观组织与碳化物析出特征进行表征,结合室温冲击韧性测试分析组织演变对力学性能的影响。研究表明:在 1 100 °C 及以下保温时,钢中 M₆C 型(富钨)与 MC 型(富钒)初生碳化物展现出良好的热稳定性,其平均尺寸与体积分数随保温温度升高和时间延长无显著变化。这一现象主要源于粉末冶金制备工艺赋予材料的初始组织均匀性,以及两种碳化物自身极高的热力学稳定性。当保温温度升至 1 150 °C 并延长保温时间时,热力学稳定性相对较低的 M₆C 型碳化物发生大量溶解,导致整体碳化物体积分数急剧下降;同时,未溶解的残留 M₆C 型碳化物发生显著粗化,并在晶界处形成不连续环状分布特征。上述组织演变最终引发材料冲击韧性的大幅降低。因此在长时间保温的情况下,1 150 °C 为该类高合金工具钢初生碳化物组织稳定性的临界温度,为其热处理工艺参数优化、热加工窗口精准调控提供了关键实验数据支撑。

关键词:粉末工具钢; 碳化物; 合金元素; 奥氏体化; 热处理

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260046 **中图分类号:**TG142. 45

Evolution of Carbides in AISI M3:2 Powder Metallurgy Tool Steel during High-temperature Holding Process

Liu Hengsan¹, Zhou Xu^{2,3}, Zhang Guoqing¹

(1 Nanchang Polytechnic University, Nanchang 330599, China; 2 State Key Laboratory of Advanced Special Steel (Huangshi), Huangshi 435001, China; 3 Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China)

Abstract : The evolution of primary carbides and the mechanism of microstructural stability in powder metallurgy AISI M3:2 steel during holding at different temperatures were systematically investigated. Scanning Electron Microscopy (SEM) was employed to characterize the microstructure and carbide precipitation characteristics of the material, and room temperature impact toughness tests were conducted to analyze the influence of microstructural evolution on mechanical properties. The research results indicate that during holding at temperatures of 1 100 °C and below, the M₆C-type (tungsten-rich) and MC-type (vanadium-rich) primary carbides in the steel exhibit good thermal stability. Their average size and volume fraction do not significantly change with increasing holding temperature and prolonging holding time. This phenomenon is primarily attributed to the initial microstructural homogeneity imparted to the material by the powder metallurgy preparation process, as well as the extremely high thermodynamic stability of the two carbides themselves. When the holding temperature is raised to 1 150 °C and the holding time is prolonged, the M₆C-type carbides with relatively low thermodynamic stability undergo substantial dissolution, leading to a sharp decrease in the overall volume fraction of carbides. Simultaneously, the undissolved residual M₆C-type carbides undergo significant coarsening and form discontinuous ring-like distribution characteristics at grain boundaries. The aforementioned microstructural evolution ultimately results in a significant reduction in the impact toughness of the material. Therefore, under prolonged holding conditions, 1 150 °C serves as the critical temperature for the microstructural stability of primary carbides in this type of high-alloy tool steel, providing crucial experimental data support for optimizing heat treatment process parameters and precisely controlling the hot working window.

Key Words : Powder Metallurgy Tool Steel; Carbide; Alloying Element; Austenitizing; Heat Treatment

基金项目: 南昌职业大学博士启动金项目(NCZYDXKY2025122506)

作者简介: 刘恒三(1977—),男,博士,正高级工程师; **E-mail :** lhsj63@163.com; **收稿日期:** 2026-03-26

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

Hellman P 等研究发现^[1-3],粉末钢凭借其无宏观偏析、组织均匀、晶粒细小且碳化物细小弥散分布的突出优势,已广泛应用于高性能切削刀具、精密冷作模具以及高温服役的耐磨部件,成为现代高端装备制造的关键材料。与传统铸锻工艺相比,粉末冶金技术能有效突破高碳高合金材料不可避免的宏观偏析的限制,将初生碳化物的尺寸控制在几个微米以内,从而在保持高硬度与优异耐磨性的同时,显著提升材料的韧性等向性与热处理尺寸稳定性;其核心强化机理在于马氏体基体的固溶强化与回火过程中从过饱和基体析出的二次碳化物的沉淀强化协同作用^[2]。

对粉末钢的研究聚焦于合金元素的影响、额外加入强化相复合致密化工艺及其对最终力学性能的影响,如 Boccalini M, Goldenstein H 等作者就发现不同元素的加入会影响高速钢中析出碳化物的种类,进而影响到最终材料的性能^[4]。欧美及日本的研究机构与企业(如瑞典的 Uddeholm、美国的 Crucible、日本的 Hitachi Metals)在该领域的技术开发和基础研究方面处于领先地位。近年来,国内学界与产业界也取得了长足进步,在开发具有自主知识产权的高合金粉末钢(如高钒工具钢系列^[5-8])方面成果显著。这些研究普遍证实,粉末冶金工艺是实现碳化物尺寸与分布精细化控制的根本途径。

尽管粉末钢的初始组织优势明确,但关于其细小弥散的初生碳化物在后续高温热处理(如淬火奥氏体化)或热加工(如锻造、热等静压)过程中的动态演变规律,现有研究仍存在明显不足。多数研究集中于最终热处理态(淬火+回火)的组织变化和对性能的影响^[9-11],而对高温保温这一关键过程中,不同类型碳化物(如 MC、M₆C)的溶解动力学、粗化行为、元素扩散与再分配,以及它们与奥氏体晶界的交互作用缺乏系统的研究。特别是当合金材料长期保持在奥氏体化温度如常规的热加工温度区间时,碳化物的稳定性、长大机制及其对最终性能的潜在影响尚不清晰。

因此,系统阐明高碳高合金粉末钢在高温保温过程中碳化物的演变规律,不仅是理解其强化机理的基础科学问题,更是精确调控微观结构、优化工艺参数、充分挖掘材料潜能的关键工程需求。本研究旨在通过设计系统的温度-时间热处理实验,研究一种 AISI M3:2 粉末钢在不同温度下随保温时间增加合金组织的演变规律,重点揭示碳化物尺寸、体

积分数、分布与类型的动态变化规律,特别是明确其组织稳定性临界温度与失稳机制,以期为该材料的热加工和热处理工艺的优化提供直接的数据支持。

1 实验材料与方法

实验材料采用 AISI M3:2 合金粉末通过热等静压技术制备的铸锭,其化学成分见表 1。将热等静压后的合金锭取样,加工成 20 mm×20 mm×30 mm 的热处理试样,并准备 12 mm×12 mm×55 mm 的无缺口冲击试样粗坯随同进行热处理。

表 1 AISI M3:2 钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Composition of AISI M3:2 steel						%
W	Cr	Mo	V	Si	Mn	Fe
6.0	4.0	5.0	3.0	≤0.4	≤0.4	Bal.

将所有试样表面包覆耐高温防氧化涂料,首先在箱式炉中进行预处理,850 °C×1 h 预热,随后分别加热至 1 000、1 050、1 100、1 150 °C 四个目标温度,并在每个温度下分别保温 2、4、6、8、10 h,总计 20 个工艺点。保温结束后迅速油淬至室温。采用线切割从淬火试样中心制取金相及分析试样。腐蚀剂使用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀,利用 Phenom XL 扫描电子显微镜(SEM)及其附带的能谱仪(EDS)进行显微组织、碳化物形貌及成分分析。并结合 Image-Pro 软件对 SEM 图像进行统计,计算残留碳化物的平均尺寸与面积分数。使用 JBW-150N 摆锤冲击试验机测量材料的冲击韧性。

2 结果与讨论

2.1 碳化物的类型、形貌与初始状态

热等静压态的粉末钢组织如图 1 所示,相关粉末钢组织分析研究表明^[2,10,12-13],实验钢中存在的两种主要的初生碳化物:1)富含 W、Mo 的 M₆C 型碳化物,尺寸相对较大,多呈白色块状或骨架状;2)富含 V 的 MC 型碳化物,多呈灰色细小、不规则的颗粒状或角状。

2.2 淬火温度和保温时间对碳化物尺寸和分布形态的影响

图 2-3 展示了不同温度下保温不同时间的组织演变 SEM 照片,并对两类主要碳化物进行了能谱分析,如图 2(b)、(c)所示,图 4 给出了在不同温度下不同保温时间合金中的碳化物尺寸变化曲线。在 1 000~1 100 °C 淬火时,如大量的白色块状 M₆C 和灰色细小颗粒状 MC 碳化物均匀分布于基体,

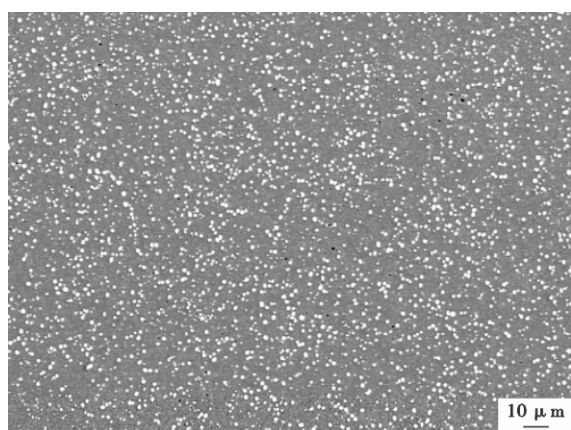


图1 AISI M3:2粉末工具钢在热等静压态的组织形貌

Fig. 1 Microstructure morphology of AISI M3:2 powder metallurgy tool steel in hot isostatic pressed state

如图2(a)、(d)、(e)、(f)所示,但 M_6C 型碳化物的尺寸和数量在不同温度 and 不同保温时间内变化较小,碳化物的平均尺寸在 $2\mu m$ 以内,如图4所示。由图3和图4可知,当温度升至 $1150^\circ C$ 时,在2 h保温时间内,碳化物的平均尺寸、形态和分布基本保持稳定,但随着保温时间延长, M_6C 型碳化物形态有了明显变化,部分尺寸明显减小、部分尺寸长大,表现为靠近的碳化物在相互合并,最大尺寸接近 $5\mu m$,并逐渐接近环形分布,MC型碳化物则保持稳定。碳化物总体积分数随奥氏体化温度和保温时间的变化,如图5所示。在 $1000\sim 1100^\circ C$ 淬火时,碳化物的体积分数在不同温度 and 不同保温时间内变化较小,在18%左右。当温度升至 $1150^\circ C$ 时,在

2 h保温时间内,碳化物的体积分数仍保持在17%上下,但随着保温时间的延长,碳化物的体积分数急剧下降至12%以下。

2.3 组织演变对材料韧性的影响

碳化物作为粉末冶金工具钢中的硬质相,其形态、尺寸与分布对材料的断裂行为具有决定性影响。如图6所示,在保温10 h的条件下,各温度下的材料冲击韧性随温度的上升持续下降,但在 $1150^\circ C$ 下材料的冲击韧性急剧下降至约25 J。

AISI M3:2 钢在 $1000^\circ C$ 至 $1100^\circ C$ 的宽泛温度和时间窗口内,表现出优异的组织稳定性。如图2所示,在此温度区间内,无论是延长保温时间至10 h还是提高温度,初生碳化物的平均尺寸仅从 $\sim 1.6\mu m$ 缓慢增长至 $\sim 1.7\mu m$,如图4所示,体积分数维持在 $18\%\pm 2\%$ 的较高水平,如图5所示。这一现象主要归因于粉末冶金工艺赋予的细小、均匀初始组织,以及初生碳化物极高的热力学稳定性。该碳化物在奥氏体中的溶解度极低,且其粗化受合金元素在铁基体中极慢的扩散速率所控制,符合经典的LSW (Lifshitz - Slyozov - Wagner) 粗化动力学模型^[14]。该模型预测,在扩散控制条件下,碳化物的平均半径增长遵循如下规律^[14]:

$$\bar{R}(t)^3 - \bar{R}(0)^3 = K \cdot t \quad (1)$$

式中, $\bar{R}(t)$ 为时间 $t(s)$ 时的平均颗粒半径, m ; $\bar{R}(0)$ 为初始颗粒半径, m ; K 为速率常数, m^3/s ,与温度呈指数关系。试验数据表明,在 $\leq 1100^\circ C$ 时 K 值极小,因此,组织演变缓慢。

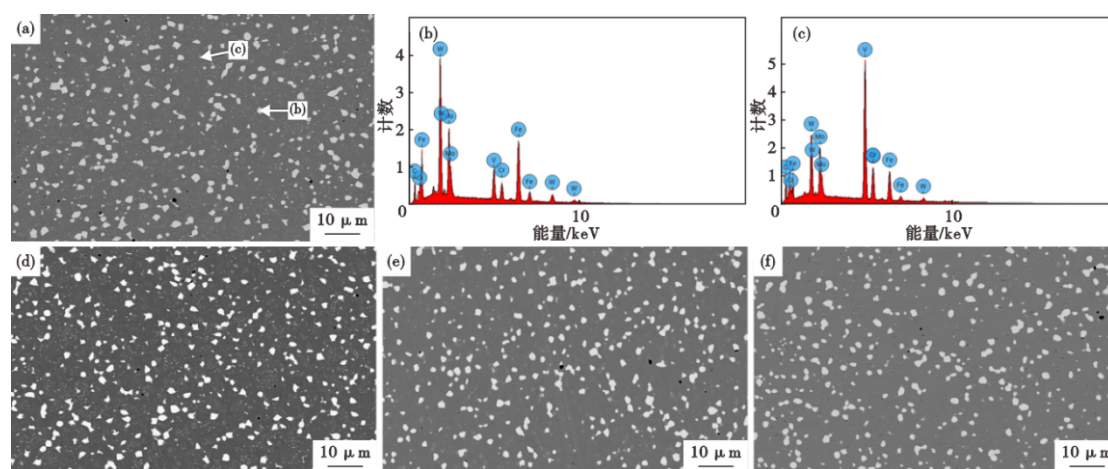


图2 AISI M3:2钢在不同温度下保温的组织形貌: (a) $1000^\circ C$ 下保温2 h, (b) M_6C 型碳化物的EDS谱线分析, (c) MC型碳化物的EDS谱线分析, (d) $1100^\circ C$ 下保温2 h, (e) $1100^\circ C$ 下保温6 h, (f) $1100^\circ C$ 下保温10 h

Fig. 2 The microstructure of AISI M3:2 steel after holding at different temperatures : (a) held at $1000^\circ C$ for 2 hours, (b) EDS spectrum analysis of M_6C carbide, (c) EDS spectrum analysis of MC carbide, (d) held at $1100^\circ C$ for 2 hours, (e) held at $1100^\circ C$ for 6 hours, (f) held at $1100^\circ C$ for 10 hours

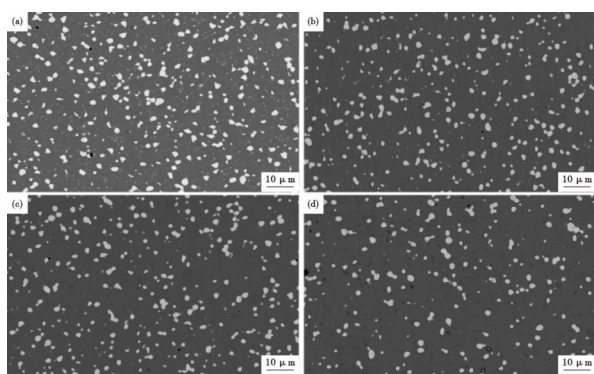


图3 AISI M3:2钢在1150 °C下保温的组织形貌: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h, (d) 10 h

Fig. 3 Microstructure of AISI M3:2 steel after holding at 1150 °C: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h, (d) 10 h

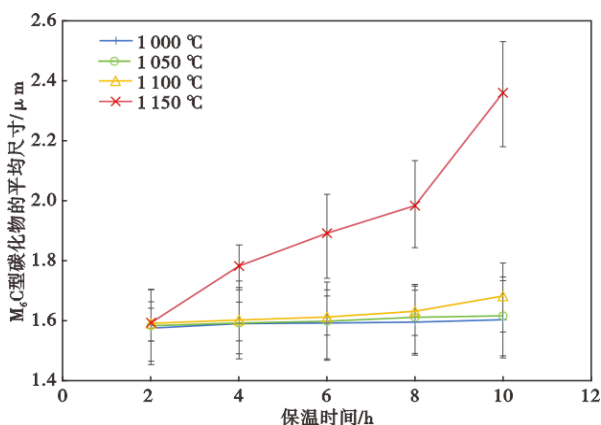


图4 在不同温度下保温不同时间 AISI M3:2 钢组织中的型碳化物尺寸变化

Fig. 4 The size change of carbides in AISI M3:2 steel after holding at different temperatures for various durations

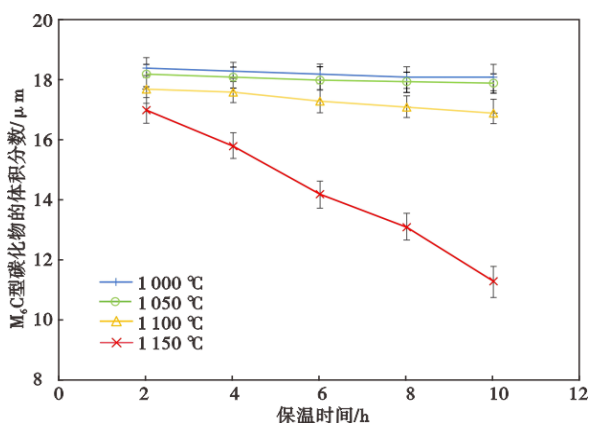


图5 在不同温度下保温不同时间 AISI M3:2 钢组织中的碳化物体积分数变化

Fig. 5 Changes in volume fraction of carbides in AISI M3:2 steel after holding at different temperatures for various durations

然而,当温度升至1150 °C时,系统的热力学与动力学平衡被打破,组织演变机制发生根本性转

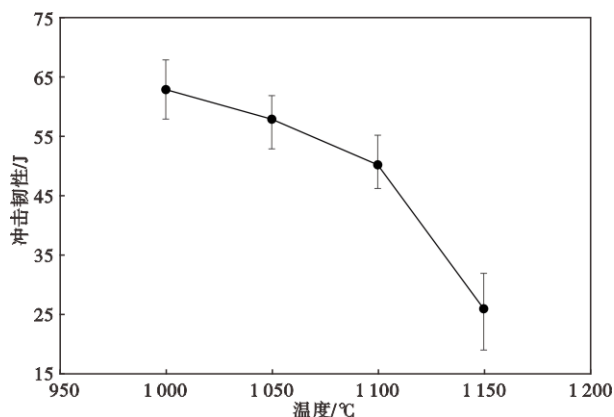


图6 在不同温度下保温10 h后 AISI M3:2 钢的冲击韧性变化
Fig. 6 Changes in impact toughness of AISI M3:2 steel after holding at different temperatures for 10 hours

变。保温初期(2 h),组织虽与1100 °C状态类似,如图3(a)所示,但随着保温时间延长至6~10 h,出现了协同演变的显著特征,如图3(b)、(c)、(d)所示: 1)碳化物体积分数从~18%急剧下降至~12%;2)残留碳化物平均尺寸出现明显长大现象,且尺寸分布变宽,碳化物最大尺寸接近或超过5 μm;3)碳化物倾向于在晶界处偏聚,形成不连续的环状或链状结构。

此异常现象源于不同类型碳化物的选择性溶解与 Ostwald 熟化的协同作用。首先,1150 °C的高温显著提高了合金元素(尤其是W、Mo、Cr)在奥氏体中的扩散能力与固溶度。其中,热力学稳定性相对较低的M₆C型(富W、Mo)碳化物发生快速溶解^[15-16]。这直接导致了相应碳化物的体积分数的显著下降,并为奥氏体基体提供了极高的合金度,为后续可能的二次硬化奠定了基础。其次,小尺寸M₆C型碳化物(特别是同类型中较小的颗粒)的溶解为较大颗粒的生长提供了长大的基础,触发了加速的 Ostwald 熟化过程。这一过程不仅使平均尺寸增加,更导致尺寸分布偏离 LSW 理论预测,形成更大的偏差^[17]。

在1150 °C长时间保温的情况下,试验钢中残留的M₆C型碳化物倾向于在晶界处粗化并形成环状结构,这一微观结构的转变将对材料最终性能产生比较大的影响,连续的碳化物网络也会成为裂纹萌生与扩展的优先路径^[4];另外,碳化物的尺寸的变化也同样会影响材料的韧性等机械性能,如王浩强等人的研究^[18]发现,粉末钢中随着主要碳化物的平均尺寸从大于5 μm降低到2~3 μm,尤其是碳化物的最大尺寸也保持在3 μm时,材料的冲击韧性有一个大幅度的提升。

综上所述, 1 150 °C 是 AISI M3:2 钢组织稳定性的临界温度。低于此温度, 以 M_6C 型为主的碳化物相具有出色的抗粗化与溶解能力; 达到或超过此温度, 尤其是在长时间保温的情况下, 材料中的 M_6C 型碳化物会发生部分快速溶解、部分异常粗化及显著的晶界偏聚现象。这一发现为确定该类粉末钢的热加工过程中的工艺参数加热温度上限提供了明确的实验依据。

3 结论

1) AISI M3:2 粉末钢中的初生碳化物在高温奥氏体化过程中主要存在的碳化物是 M_6C 型碳化物

和 MC 型碳化物。

2) 在低于 1 100 °C 长时间保温时, 在 2~10 h 的时间内, 基体中的 M_6C 型碳化物的尺寸、分布和体积分数保持稳定, 碳化物平均尺寸约 2 μm , 均匀分布, 体积分数稳定在 18% 上下。

3) 在 1 150 °C 保温时间超过 2 h, 基体中的 M_6C 型碳化物发生部分溶解与粗化, 碳化物的体积分数下降到 12% 以下, 并且形成环状分布, 导致材料的冲击韧性显著下降, 由最初的 50 J 以上下降到 25 J 左右。因此, 在实际生产中尤其是热加工过程中, 相应的粉末钢材料应避免在 1 150 °C 或以上温度长时间保温。

参考文献

- [1] Hellman P. High-speed steels by powder metallurgy [J]. Scandian Journal of Metallurgy, 1993, 22(6): 268-274.
- [2] Zhang D Y, Lu T Y, Hao X, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of powder metallurgy high-speed steel prepared by hot isostatic pressing [J]. Metals, 2024, 14(10): 1160.
- [3] 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): 3246-3251.
- [4] Boccalini M, Goldenstein H. Solidification of high speed steels [J]. International Materials Reviews, 2001, 46(2): 92-115.
- [5] Zhang Q K, Li S W, Xiao Y F, et al. Effects of niobium addition on microstructure and properties of CPM121 powder metallurgy high-speed steel[J]. Journal of Central South University, 2021, 28(4): 1206-1218.
- [6] 王世超, 朱宝平, 王珍珍, 等. HOP10V 粉末冶金钢热变形行为研究[J]. 模具制造, 2025, 25(12): 171-173.
- [7] Zhou C, Le H R, Fan J F, et al. Microstructure characteristics of spray-formed high vanadium and cobalt high speed steel [J]. Bao-steel Technical Research, 2011, 5(3): 36-41.
- [8] Shi Y X, Li X G, Shen W P, et al. Evolution of carbides and microstructure in spray-formed high-vanadium high speed steel [J]. Powder Metallurgy, 2025, 68(3): 159-170.
- [9] 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]. Materials Chemistry and Physics, 2020, 255: 123554.
- [10] 殷锦华, 祝柏林, 胡木林, 等. 热处理对高 Co、高 V 粉末高速钢 PM60 碳化物析出的影响[J]. 金属热处理, 2024, 49(3): 68-76.
- [11] Miyata K, Kushida T, Omura T, et al. Coarsening kinetics of multicomponent MC-type carbides in high-strength low-alloy steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(8): 1565-1573.
- [12] 赵峥嵘, 曹玉龙, 万响亮, 等. W3Mo4Cr5V6 高速钢中碳化物的高温转变行为[J]. 武汉科技大学学报, 2022, 45(1): 1-8.
- [13] Hu Q P, Wang M H, Chen Y B, et al. The effect of MC-type carbides on the microstructure and wear behavior of S390 high-speed steel produced via spark plasma sintering[J]. Metals, 2022, 12(12): 2168.
- [14] Lifshitz I M, Slyozov V V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 1961, 19(1-2): 35-50.
- [15] Liu W F, Guo Y F, Cao Y F, et al. Transformation behavior of primary MC and M 2 C carbides in Cr4Mo4V steel[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 889: 161755.
- [16] 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.
- [17] Baldan A. Review Progress in Ostwald ripening theories and their applications to nickel-base superalloys Part I: Ostwald ripening theories[J]. Journal of Materials Science, 2002, 37(11): 2171-2202.
- [18] 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): 266-268+283.