

· XXXX ·



热锻态 5CrNiMoVNb 钢等温球化退火工艺优化 及组织性能分析

张昊轩¹, 王 建¹, 胡志强^{1,2}, 李新星^{1,2}

(1 宿迁学院 生物与材料工程学院, 宿迁 223800;

2 江苏省航空发动机用钛基复合材料JMRH研发创新平台, 宿迁 223800)

摘 要:以新型热作模具钢 5CrNiMoVNb 为研究对象, 系统研究了等温球化退火工艺对其热锻态组织与性能的影响规律。热锻态组织主要由板条贝氏体、马氏体及少量碳化物组成, 硬度为 528HV。研究表明, 奥氏体化温度与等温温度对球化组织及硬度具有决定性作用。当奥氏体化温度为 790 °C、等温温度为 690 °C 时, 可获得球化率高、碳化物均匀分布的理想球状珠光体组织。过高的奥氏体化温度(810 °C)会导致碳化物粗化与球化率下降, 而过低的等温温度(630 °C)则抑制球化过程, 形成片状珠光体。表面硬度分析结果表明, 珠光体组织球化率的提升直接导致材料硬度显著降低。最终确定了本研究条件下较优的等温球化退火工艺窗口, 该工艺下获得的低硬度、高球化率组织预期有利于后续的切削加工与最终热处理。

关键词:热作模具钢; 5CrNiMoVNb; 等温球化退火; 球状珠光体; 微观组织; 硬度

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260050 中图分类号: TG156. 2

Optimization of Isothermal Spheroidizing Annealing Process and Analysis of Microstructure and Properties for Hot-Forged 5CrNiMoVNb Steel

Zhang Haoxuan¹, Wang Jian¹, Hu Zhiqiang^{1,2}, Li Xinxing^{1,2}

(1 School of Biology and Materials Engineering, Suqian University, Suqian 223800, China; 2 Jiangsu Province JMRH R&D Innovation Platform for Titanium Matrix Composites for Aero-engines, Suqian 223800, China)

Abstract: This study systematically investigated the effect of isothermal spheroidizing annealing on the microstructure and properties of a novel hot-work die steel 5CrNiMoVNb. The as-forged microstructure primarily consists of lath bainite, martensite, and a small amount of carbides, exhibiting a hardness of 528 HV. The results demonstrated that the austenitizing temperature and isothermal temperature play a decisive role in determining the spheroidized microstructure and hardness. An ideal spheroidized pearlite structure with a high spheroidization rate and uniformly distributed carbides was achieved at an austenitizing temperature of 790 °C and an isothermal temperature of 690 °C. Excessively high austenitizing temperature (810 °C) led to carbide coarsening and a decreased spheroidization rate, while an excessively low isothermal temperature (630 °C) inhibited the spheroidization process, resulting in the formation of lamellar pearlite. Surface hardness analysis confirmed that the increase in the spheroidization rate of the pearlite structure directly resulted in a significant reduction in material hardness. The optimal process window for isothermal spheroidizing annealing under the conditions of this study has been determined. The low-hardness, high-spheroidization-rate microstructure obtained under this process is expected to be beneficial for subsequent machining and final heat treatment.

Key Words: Hot-work Die Steel; 5CrNiMoVNb; Isothermal Spheroidizing Annealing; Spheroidized Pearlite; Microstructure; Hardness

模具是工业之母, 其发展水平直接关系到航空航天、精密仪器制造、汽车工业等众多领域的制造能力和产品质量^[1]。在各类模具中, 热作模具因其在高温下承受急冷急热、巨大机械应力和磨损的苛

刻工况, 要求热作模具材料具有优异的高温强度、韧性、抗疲劳性及高温热稳定性等^[2]。热作模具钢的锻后组织通常处于非平衡态, 由于大部分热作模具钢合金元素含量较高, 过冷奥氏体稳定性较强,

基金项目: 江苏省高等学校自然科学面上项目(23 KJD430012), 宿迁学院优秀毕业论文培育项目(2023), 宿迁市科技计划项目(K202307), 宿迁学院教学改革研究专项类课题(2025 KCGG07)

作者简介: 张昊轩(2003—), 男, 本科生; **E-mail:**943163325@qq.com; **收稿日期:** 2026-04-01

通信作者: 胡志强(1989—), 男, 博士, 讲师; **E-mail:**zqhu@sqhu.edu.cn

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

容易形成粗大的珠光体、贝氏体甚至马氏体组织,并伴随着沿原始奥氏体晶界析出链状或网状碳化物。这种不均匀的微观组织,特别是连续、粗大的网状碳化物,会严重割裂基体,成为应力集中源和裂纹萌生与扩展的源头^[3],显著降低材料的冲击韧性、抗热疲劳性能和使用寿命^[4]。夏云峰等^[5]在研究Cr-Mo-V系模具钢时发现,常规一次锻造变形后的球化退火珠光体含量较少,而优化锻造工艺后,网状碳化物得到明显改善,基体组织球化率明显提高、冲击吸收能量显著提升,这说明锻态组织状态对最终性能的关键影响。

为提高热作模具钢的服役性能,模具钢在锻后必须进行预备热处理—球化退火^[6-7]。球化退火的目的是将不规则的片状、网状碳化物转变为均匀、细小的球状或粒状碳化物,弥散分布于铁素体基体上^[8-9]。均匀分布的球状珠光体组织能够显著降低材料硬度,改善切削加工性,降低最终热处理过程中的过热、变形与开裂倾向,并为淬火后获得细小、均匀的马氏体组织提供弥散的碳化物形核核心,进而提升模具钢的强韧性^[10-11]。等温球化退火工艺通常指将钢加热至Ac1以上某一温度进行奥氏体化,然后快速冷却至Ar1以下某一温度进行长时间等温转变,使碳化物以球状形式析出和长大^[12]。其中,等温球化退火的工艺参数,如奥氏体化温度与时间、等温温度与时间、冷却速率等,对最终的组织 and 性能具有重要影响^[13]。王稳等^[14]在研究超细化H13钢时发现,等温球化退火的奥氏体化温度过高会导致晶粒粗化和碳化物溶解过多,使退火态韧性下降,回火后残留奥氏体增多,使其表面硬度略有降低。李奎岑等^[15]研究了SR19热作模具钢球化退火中冷却速率的影响,发现冷却速率通过影响先共析铁素体的析出和碳化物的球化过程,最终决定了组织的球化率和硬度,存在一个最佳冷却速率可获得最佳的球化退火组织。对于含有大量Mo、V和Nb等中强碳化物形成元素的新型热作模具钢,其珠光体球化行为较为复杂^[16]。Mo、V和Nb等元素的加入能够形成稳定的M₂C、MC型碳化物,它们在退火过程中既能钉扎晶界,抑制奥氏体晶粒长大,其本身的溶解与析出行为也会影响球化动力学和最终碳化物的尺寸与分布^[17]。李天生对微Nb合金化热作模具钢退火工艺的优化研究,以及刘绪玮关于稀土钇对D2钢碳化物影响的研究,均表明微合金化元素对改善碳化物形态、尺寸和分布具有积极作用。

此外,如何通过优化球化退火工艺精确调控碳化物形态、分布和球化率,进而优化其硬度、韧性等力学性能,仍缺乏系统性研究。李进等^[18]在研究H13ESR大型模具钢时,通过引入离线固溶处理,有效改善了锻圆心部的网状碳化物和冲击功。施渊吉等^[19]通过测试4Cr13钢的等温转变曲线并优化固溶与球化工艺,获得了最佳的球化效果和最低硬度。

尽管已有研究初步探讨了工艺参数对热作模具钢球化退火组织的影响,但针对含Nb微合金化的5CrNiMoVNb钢,其球化退火过程中的组织演化规律尚缺乏系统认识。特别是,奥氏体化温度与等温温度的匹配关系如何影响碳化物的溶解、析出以及不同工艺条件下球化率与硬度的关联机制,目前仍不明确,导致该材料的球化退火工艺窗口长期依赖经验试错,缺乏理论指导。本研究将重点聚焦于奥氏体化温度、等温温度等工艺参数,深入分析球化退火工艺对其组织形貌、球化率、表面硬度的调控机制;通过揭示不同工艺条件下非平衡态锻后组织的演化路径,明确最优工艺窗口,并建立“工艺参数-组织特征-硬度响应”之间的内在关联。研究成果旨在为含Nb微合金化热作模具钢球化退火工艺的精准设计提供理论依据,并为提升其最终热处理后的强韧性配合及延长模具服役寿命奠定工艺基础。

1 实验材料及方法

实验材料为本课题组研发的新型热作模具钢5CrNiMoVNb,其化学成分(质量分数)/%:0.55C,0.24Si,0.97Cr,0.7Mn,1.55Ni,1.8Mo,0.8V,0.02Nb,余量为Fe。实验所用球化退火试样尺寸为10 mm×10 mm×5 mm,试样取自一个25 kg的锻态钢锭,该钢锭冷脱模后,切出冒口和水口后进行开坯锻造,始锻温度1 180 ℃,终锻温度大于850 ℃,锻造比大于8,最终获得截面为150 mm×150 mm的棒材。通过热膨胀实验测得该材料的Ac1温度为738 ℃,Ac3温度为834 ℃。基于前期的研究发现该钢中主要碳化物M₂₃C₆完全溶于基体中的温度是740 ℃^[20],因此,选择的奥氏体化温度760、790、810 ℃;M₂₃C₆析出量为50%时的温度是700 ℃,因此,等温球化温度选择690、660、630 ℃。采用马弗炉对5CrNiMoVNb钢进行分段等温球化退火处理,先以10 ℃/min的速率分别升温至760、790、810 ℃,试样尺寸较小,保温选择0.5 h,然后分别炉冷至690、660、630 ℃,保温2 h,炉冷至400 ℃以下,取出空冷。

对不同温度退火后的试样采用砂纸磨抛至表面没有划痕,用4%的硝酸酒精溶液腐蚀5~6 s后,采用VHX-X1三维形貌仪进行金相显微镜观察;用4%的硝酸酒精溶液腐蚀20 s左右,采用扫描电子显微镜(Hitachi SEM S3400)观察微观组织形貌。使用显微硬度计(FR-2902HV-1000Z)对试样表面硬度进行测定,加载载荷0.5 kg,保持时间为20 s,测试点为5个,结果取平均值。

2 结果与讨论

2.1 热锻钢的组织性能

图1为热锻态5CrNiMoVNb钢的金相组织图。从图1中可以看出,该组织主要由板条状贝氏体、少量马氏体和少量细小的碳化物组成,是一个典型的非平衡态混合组织。图1中深黑色为贝氏体组织,这是因为板条间的碳化物容易被腐蚀,使得整个贝氏体组织颜色较深;基体组织主要是板条状贝氏体组织,这是因为5CrNiMoVNb钢在850℃以上锻造完成后,在空气中静置冷却至室温,该冷却速度对截面尺寸不大的5CrNiMoVNb工件来说,使过冷奥氏体主要发生贝氏体转变,形成贝氏体组织。少量亮白色的组织为板条马氏体,镶嵌在贝氏体基体中。形成少量马氏体的原因是,5CrNiMoVNb钢中含量较高的Cr、Mo、V等合金元素,提高了过冷奥氏体稳定性,降低了马氏体转变的开始温度,但当锻件冷却至 M_s 温度以下时,残余奥氏体会转变成板条状马氏体组织^[21-22]。此外,基体上还有少量的颗粒状的碳化物均匀分布在贝氏体和马氏体板条内和板条界上,这些碳化物一部分是奥氏体中析出的二次碳化物;另一部分是贝氏体转变过程中从过饱和铁素体中析出的碳化物,这些碳化物主要是 $M_{23}C_6$ 和MC^[23]。另外,热锻态5CrNiMoVNb钢表面硬度为528HV,这表明其锻后组织为贝氏体和马氏体的混合组织。同时,Mo、V和Nb的碳化物在锻造和冷却过程中析出,能起到析出强化的作用,对硬度也有一定的贡献。

2.2 退火工艺对微观组织的影响规律

图2为不同奥氏体化温度下、等温温度为690℃时的金相组织。从图2中可以看出,当奥氏体化温度为760℃时,碳化物逐渐熔断、成为形核核心,组织开始出现球化,但球化颗粒较小,部分区域仍然保留热锻态的纤维形貌;当奥氏体化温度升高至790℃时,球化颗粒明显长大,大部分区域完全被球状珠光体覆盖;当奥氏体化温度继续升高至

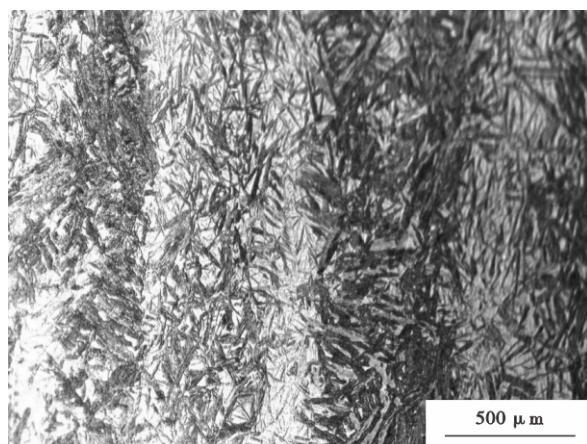


图1 热锻态5CrNiMoVNb钢的微观组织

Fig. 1 Microstructure of hot-forged 5CrNiMoVNb steel

810℃时,球状珠光体颗粒略有粗化,且出现大量长条状珠光体组织,这是因为奥氏体化温度升高,长条状渗碳体发生明显粗化,部分没有熔断的渗碳体作为形核核心,转变成长条状珠光体组织,过高的奥氏体化温度不利于珠光体的球化^[24]。图3为不同奥氏体化温度下、等温温度为690℃时的SEM组织。从图3中可以看出,奥氏体化温度为760℃时,基体组织球化不明显,基本保留了热锻态的板条状组织;当奥氏体化温度升高至790℃时,组织球化明显;进一步提高奥氏体化温度,组织球化率反而下降,板条组织发生明显粗化,这主要归因于温度升高片状渗碳体的粗化。

图4为奥氏体化温度为790℃,不同等温温度的金相组织。从图4(a)中可以看出,等温退火温度为690℃时,球化组织较为均匀、球化率较高;对比图4(a)(b)(c)可以看出,随着等温温度的降低,板条状组织越明显。当等温温度降低至630℃时,球化颗粒非常细小,出现大量半熔断的点状渗碳体组织,球化效果较差,这说明球化退火等温温度偏低。基于SEM组织分析,进一步验证了上述规律,如图5所示。当等温温度为660℃时,组织中出现少量球状珠光体组织,整体以片状珠光体为主,这说明该等温温度下,球化过程已初步进行,但未充分完成;当温度继续降低至630℃时,组织中几乎全是片状珠光体组织,且珠光体片层间距较小,这说明该温度下渗碳体的溶解和再析出过程受到抑制,不利于珠光体组织的球化^[25]。

在奥氏体化保温阶段,原始热锻态组织中的非平衡碳化物(如板条贝氏体中的过饱和碳、 $M_{23}C_6$ 和MC型碳化物等)发生部分溶解。值得注意的是,

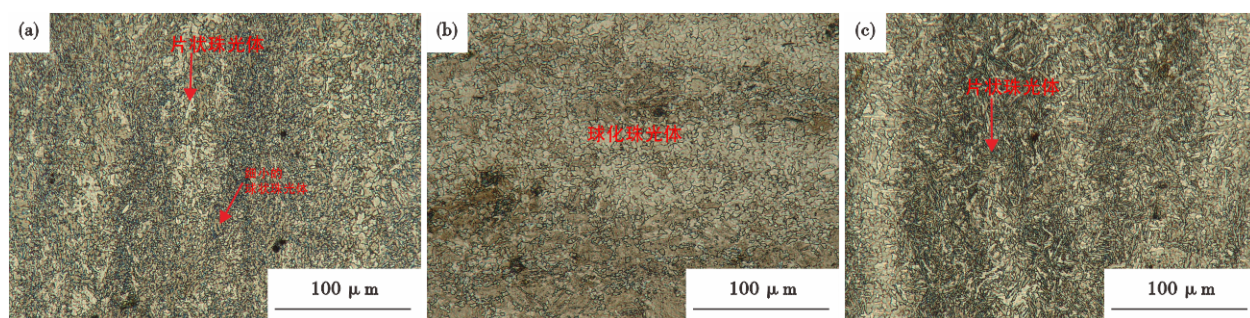


图2 不同奥氏体化温度的金相组织(等温温度为690 °C):(a)760 °C,(b)790 °C,(c)810 °C

Fig. 2 OM microstructures at different austenitizing temperatures (at an isothermal temperature of 690 °C) : (a) 760 °C, (b) 790 °C, (c) 810 °C

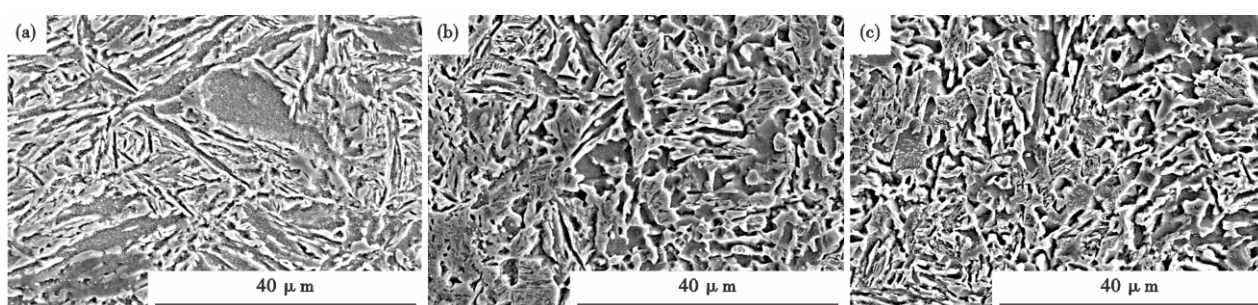


图3 不同奥氏体化温度的SEM组织(等温温度为690 °C):(a)760 °C,(b)790 °C,(c)810 °C

Fig. 3 SEM microstructures at different austenitizing temperatures (at an isothermal temperature of 690 °C) : (a) 760 °C, (b) 790 °C, (c) 810 °C

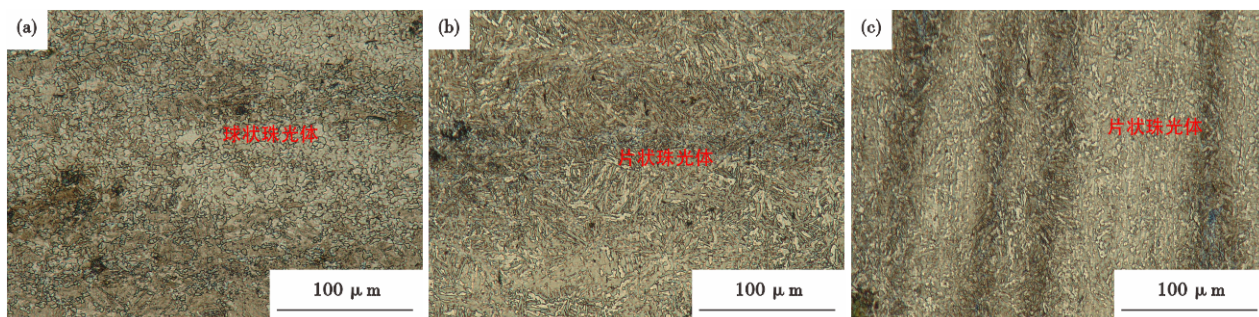


图4 不同等温温度的金相组织(奥氏体化温度为790 °C):(a)690 °C,(b)660 °C,(c)630 °C

Fig. 4 OM microstructures at different isothermal temperatures (at an austenitizing temperature of 790 °C) : (a) 690 °C, (b) 660 °C, (c) 630 °C

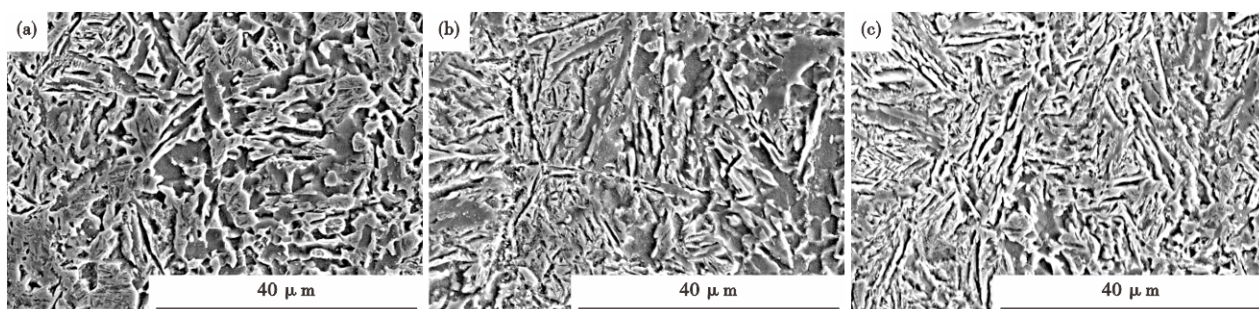


图5 不同等温温度的SEM组织(奥氏体化温度为790 °C):(a)690 °C,(b)660 °C,(c)630 °C

Fig. 5 SEM microstructures at different isothermal temperatures (at an austenitizing temperature of 790 °C) : (a) 690 °C, (b) 660 °C, (c) 630 °C

5CrNiMoVNb钢中较高含量的Mo、V、Nb等中强碳化物形成元素,由于其在奥氏体中的扩散速率显著低于Fe和C原子,会抑制奥氏体晶界移动;同时,这些合金元素在未溶碳化物中富集,提高了碳化物的热稳定性,为后续等温阶段的球状碳化物析出提供了弥散的形核质点。在等温保温阶段,薄片状渗碳体沿奥氏体晶界或残留碳化物界面处析出,等温温度较高时,碳原子的长程扩散能力较强,同时渗碳体与奥氏体之间的界面能驱动片状渗碳体发生“熔断-球化”转变。当等温温度为690℃时,该温度处于 $M_{23}C_6$ 碳化物的显著析出区间,碳原子扩散系数足够高,使得片状渗碳体能够迅速熔断并球化,最终形成均匀细小的球状珠光体。相比之下,当等温温度降低至630℃时,碳原子扩散能力急剧下降,渗碳体片层难以通过扩散实现熔断,只能以更细小的片层间距生长,从而形成片状珠光体,这与图5(c)中观察到的细密片层结构一致。

此外,合金元素在球化过程中的再分配行为对碳化物形貌具有重要影响。Mo、V、Nb等元素在渗碳体中的溶解度极低,在渗碳体析出过程中会被排挤到渗碳体/奥氏体相界面附近,形成局部富集区。这些合金元素的富集一方面通过降低界面能促进球状碳化物的形成,另一方面通过钉扎相界面抑制球化后碳化物的异常粗化^[26]。然而,过高的奥氏体化温度(810℃)会导致大部分 $M_{23}C_6$ 碳化物过度溶解,使合金元素重新固溶进入奥氏体,从而减弱了其对碳化物球化的促进作用;同时,奥氏体化温度过高还会导致残留的片状渗碳体发生奥斯特瓦尔德熟化,形成粗大的长条状碳化物,这与图3(c)中观察到的组织粗化现象相符。

2.3 退火工艺对表面硬度的影响规律

图6为不同等温退火奥氏体化温度、等温温度下的钢的硬度。从图6中可以看出,奥氏体化温度越高,钢的硬度越大,这是因为奥氏体化温度升高,碳化物体积分数降低、碳化物发生明显粗化,珠光体球化率较低^[26]。奥氏体化温度相同时,随着等温温度的升高,钢的硬度整体呈逐渐降低的趋势,这是因为等温温度越高,板条状贝氏体组织越少、基

体组织球化率越高。当等温温度升至690℃时,奥氏体化温度为810℃的试样硬度较大,这是一方面因为基体组织球化率较低,另一面板条状组织较为粗大;当奥氏体化温度为760、790℃的试样表面硬度相差不大,这是由于珠光体组织球化率相差不大,但由于奥氏体化温度为760℃时珠光体组织较为细小,硬度略高^[27]。

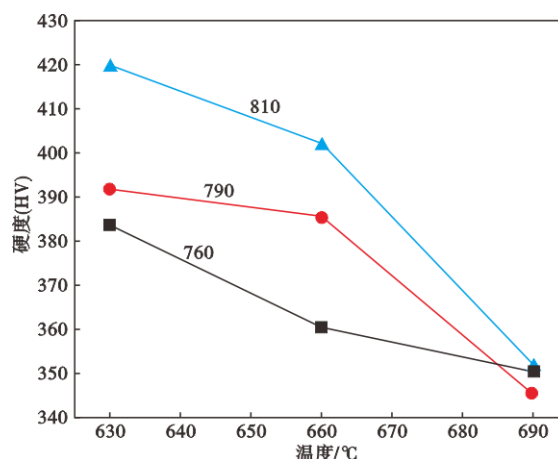


图6 不同等温退火奥氏体化温度、等温温度对钢的硬度的影响规律

Fig. 6 Effect of different austenitizing temperature and isothermal temperature during isothermal annealing on the hardness of steel

3 结论

本研究通过对热锻态5CrNiMoVNb钢的组织性能分析,并系统研究不同退火工艺(奥氏体化温度与等温温度)对其微观组织与硬度的影响,得出以下主要结论:

1)等温球化退火工艺显著影响5CrNiMoVNb钢的微观组织,奥氏体化温度790℃、等温温度690℃时,可获得球化率高、碳化物均匀分布的理想球状珠光体组织。

2)材料的硬度与球化组织特征直接相关,组织球化率高是导致钢的硬度降低的主要原因。优化的退火工艺(790℃奥氏体化+690℃等温)使硬度显著降低,通常有利于改善切削加工性能,并为后续热处理创造了更有利的退火组织。

参考文献

- [1] 胡志强. 热作模具钢5CrNiMoV(Nb)热变形行为及组织性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2021.
- [2] 朱健, 黄海友, 谢建新. 近年稀土钢研究进展与加速研发新

思路[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(7): 513-529.

- [3] 韩慧慧. H13钢经济高效的预处理工艺研究[D]. 上海: 上海大学, 2014.

- [4] Chen R C, Wang Z G, He J G, et al. Effects of rare earth elements on microstructure and mechanical properties of H13 die steel[J]. *Metals*, 2020, 10(7): 918.
- [5] 夏云峰, 马丹宁, 杨 强, 等. 二次锻造变形对 Cr-Mo-V 系模具钢球化退火后的组织及冲击性能的影响[J]. *金属热处理*, 2024, 49(10): 99-104.
- [6] 汪雨昌, 王孟超, 石如星, 等. 油淬&双回火对 H13 钢微观组织演化与力学性能的影响规律[J]. *精密成形工程*, 2025, 17(3): 167-179.
- [7] Yue J Y, Hou D, Wang D Y, et al. Mechanical properties and microstructure of Mg-treated and Ca-treated industrial H13 steel after quenching and tempering[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2024, 31(8): 1987-2001.
- [8] 魏光清. 热处理工艺对 3Cr2 W8V 模具钢显微组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2016, 45(12): 164-166+169.
- [9] 赵成志, 金天文, 符策鸽, 等. 预处理工艺对热作模具钢 5Cr8MoNi2SiV 组织与硬度的影响[J]. *金属热处理*, 2016, 41(1): 29-34.
- [10] 陈 朔, 陈学敏, 徐祺昊, 等. 淬、回火温度对含钼 H13 钢组织及硬度的影响[J]. *金属热处理*, 2023, 48(6): 36-40.
- [11] Karthikeyan P, Pramanik S. Enhancement of H13 tool steel performance for die-casting process components *via* heat treatment [J]. *JOM*, 2023, 75(9): 3734-3744.
- [12] Du N Y, Liu H W, Fu P X, et al. Microstructural stability and softening resistance of a novel hot-work die steel [J]. *Crystals*, 2020, 10(4): 238.
- [13] 黄志恒, 张玉栋, 汪雨昌, 等. P20 模具钢球化退火工艺研究 [J]. *大型铸锻件*, 2022(6): 45-48+52.
- [14] 王 稳, 程晓农, 韦家波, 等. 等温球化退火温度对超细化 H13 钢组织与力学性能的影响[J]. *金属热处理*, 2019, 44(9): 161-165.
- [15] 李奎岑, 吴日铭, 周光富, 等. 球化退火冷却速率对 SR19 热作模具钢组织和硬度的影响[J]. *机械工程材料*, 2024, 48(6): 55-61.
- [16] Li L H, Zhang W, Gu J B, et al. Effect of nitrogen-substituted carbon on thermal stability of Cr-Mo-V hot-working die steel[J]. *Steel Research International*, 2020, 91(10): 2000206.
- [17] 朱 健. 稀土微合金化电渣重熔 H13 钢的强韧性调控方法及机制[D]. 北京: 北京科技大学, 2021.
- [18] 李 进, 周 许, 苏 超, 等. 热处理工艺对 H13ESR 大型模具钢锻圆组织性能的影响[J]. *特殊钢*, 2025, 46(1): 87-91.
- [19] 施渊吉, 张 振, 杨海波, 等. 4Cr13 模具钢的等温相变规律与预处理工艺优化[J]. *机械工程材料*, 2023, 47(9): 26-32.
- [20] Hu Z Q, Li X X, Sun H, et al. Research on quenching and tempering microstructural properties of the new Cr-Mo-V hot work die steel[J]. *Metallurgy, Microstructure, and Analysis*, 2026, 15(1): 78-85.
- [21] 封举宁, 谭峰亮, 李鸿娟, 等. 快速球化退火对 SKS51 工模具钢组织和硬度的影响[J]. *机械工程材料*, 2021, 45(8): 87-90+97.
- [22] 刘绪玮. 稀土钇对 AISI D2 冷作模具钢碳化物及冲击韧性的影响[D]. 赣州: 江西理工大学, 2024.
- [23] Hu Z Q, Wang K K. Investigation into the thermal stability of a novel hot-work die steel 5CrNiMoVNb[J]. *High Temperature Materials and Processes*, 2022, 41(1): 353-363.
- [24] 狄彦军, 平玲玲, 徐学明, 等. 等温球化退火对热轧态 65Mn 钢组织与性能的影响[J]. *金属热处理*, 2025, 50(10): 192-197.
- [25] 孙振亚. 热处理与锻造工艺对 H13 热作模具钢组织与性能的影响[D]. 济南: 山东大学, 2019.
- [26] 薛 松, 周 杰, 张艳伟, 等. H13 钢退火态中的碳化物分析 [J]. *材料热处理学报*, 2012, 33(2): 100-105.
- [27] 张忠侃. H13 钢碳化物球化过程及组织力学性能的研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2010.