中北大学学报(自然科学版)
JOURNAL OF NORTH UNIVERSITY OF CHINA(NATURAL SCIENCE EDITION)
2026年 第47卷 第2期(总第226期)
Vol. 47 No. 2 2026(Sum No. 226)

文章编号：1673-3193(2026)02-0145-11 J. North Univ. China, Nat. Sci. Ed., 2026, 47(2): 145-155.

回火工艺对Cr-Ni-Mo系铸钢力学性能与耐磨性能的影响

冉 拯[1], 鲁若鹏[1,2*], 段志强[1], 焦俊欢[1], 闫佳华[1], 蔡振权[2], 周林东[2], 赵宇宏[1], 侯 华[1]

(1. 中北大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030051; 2. 宁波合力科技股份有限公司, 浙江 宁波 315700)

摘 要：为系统探讨回火工艺对Cr-Ni-Mo系铸钢耐磨性的影响，对比了不同回火工艺下试样钢耐磨性能的差异，以期获得更高性能的热处理工艺方案。通过JMatPro软件设计了淬火温度930 ℃及回火温度(520，550和580 ℃)的热处理方案。通过扫描电子显微镜(SEM)对试样钢的显微组织进行了表征以及磨痕分析，采用维氏硬度计测试了试样钢的硬度。采用摩擦磨损试验机测试了试样钢室温下的耐磨性能。结果表明：随着回火温度的升高，硬度和强度先升高后降低，在550 ℃回火时达到最高值分别为37.5 HRC、1 207 MPa、1 054 MPa，延伸率先降低后升高，在580 ℃回火时达到最高值13.7%，整体相差较小。磨损量随回火温度的升高而降低，在回火温度为580 ℃时，磨损量最少，耐磨性最好。摩擦系数曲线符合标准的干滑动摩擦磨损曲线，先快速上升然后有一定程度下降，最后趋于平稳。综合性能在回火温度为580 ℃下最优。利用JMatPro软件设计的热处理方案可以为实验开展提供理论依据和工艺指导，也可以得到最优的回火工艺。

关键词：JMatPro；热处理；碳化物；硬度；耐磨性

中图分类号：TG161 **文献标识码：**A **doi:** 10.62756/jnuc.issn.1673-3193.2025.11.0010

引用格式：冉拯，鲁若鹏，段志强，等. 回火工艺对Cr-Ni-Mo系铸钢力学性能与耐磨性能的影响[J]. 中北大学学报(自然科学版)，2026，47(2)：145-155.

RAN Zheng, LU Ruopeng, DUAN Zhiqiang, et al. Effect of tempering process on the mechanical properties and wear resistance of Cr-Ni-Mo cast steel[J]. Journal of North University of China(Natural Science Edition), 2026, 47(2): 145-155.

Effect of Tempering Process on the Mechanical Properties and Wear Resistance of Cr-Ni-Mo Cast Steel

RAN Zheng[1], LU Ruopeng[1,2*], DUAN Zhiqiang[1], JIAO Junhuan[1], YAN Jiahua[1], CAI Zhenquan[2], ZHOU Lindong[2], ZHAO Yuhong[1], HOU Hua[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China; 2. Ningbo Heli Technology Co., Ltd., Ningbo 315700, China)

Abstract: This study systematically investigated the influence of tempering processes on the wear resistance of Cr-Ni-Mo cast steel. Heat treatment schedules were designed using JMatPro software with a quenching temperature of 930 ℃ and tempering temperatures of 520 ℃, 550 ℃, and 580 ℃. The microstructure of the test steel specimens was analyzed by scanning electron microscopy (SEM), and scratch tests were conducted. Hardness was measured using a Vickers hardness tester, while room-temperature wear resistance was evaluated

收稿日期：2025-11-03
基金项目：国家自然科学基金(U23A20628)
作者简介：冉 拯(2001—)，男，硕士生，主要从事耐磨钢成分和工艺设计的研究。
*通信作者：鲁若鹏(1988—)，男，副教授，博士，主要从事高强及高阻尼镁合金的研究。E-mail：lurpzbdx@nuc.edu.cn。

using a friction and wear testing machine. The results show that with increasing tempering temperature, hardness and strength first increase and then decrease, reaching peak values of 37.5 HRC, 1 207 MPa, and 1 054 MPa at 550 ℃. Elongation exhibits an initial decrease followed by an increase, with a maximum of 13.7% observed at 580 ℃. Overall variations in mechanical properties are relatively minor. Wear volume decreases progressively with rising tempering temperature, achieving the lowest value and thus the best wear resistance at 580 ℃. The friction coefficient curve follows the typical pattern of dry sliding friction wear: a rapid initial rise, followed by a partial decrease, and eventual stabilization. The overall performance is found to be optimal at a tempering temperature of 580 ℃. The heat treatment solutions designed by JMatPro software provide a theoretical basis and process guidance for experimental implementation, enabling the attainment of optimal tempering processes.

Key words: JMatPro; heat treatment; carbide; hardness; wear resistance

0 引 言

空气制动系统是保障列车运行安全的关键组件之一[1]，其工作原理是利用制动盘与制动闸片摩擦块之间的摩擦作用，将列车的动能转化为热能，从而实现制动效果[2-3]。列车在制动过程中产生的巨大热负荷、热冲击和热循环导致了盘体制动效能降低、高温磨耗和热疲劳失效等现象，因此，提高制动盘使用性能已经成为高速列车发展的重要任务之一[4-7]。摩擦块的磨损不仅会影响制动界面的摩擦学性能，严重时甚至可能危及列车的制动安全。因此，深入研究列车服役过程中摩擦块的磨损行为具有重要的实际意义[8]。

Cr-Ni-Mo系铸钢作为一种高强度的合金钢，具有出色的耐磨性和强度，已经在重型机械零部件和高铁制动盘制造、矿山开采设备等方面广泛运用。经过多年的研究发展，该系列中的28CrMoV、25CrNiMoV、25Cr2Ni4MoV、30Cr2Ni4MoV、22CrMnNiMoV等合金钢已经作为高铁制动盘等产品结构件的材料而被大量应用，Mn、Si、V等强化元素的加入提高了合金钢的位错密度和强度并且减少了钢中的氧含量[9-13]。此外，Cr、Ni、Mo等合金元素的添加，形成了碳化物和固溶强化，可以显著提高钢的强度、硬度和耐磨性[14-15]。淬火和回火作为主要的热处理工艺，在金属热处理研究中的应用极为广泛，可以通过控制其热处理保温时间以及结束后的冷却速度，进而通过微观组织及性能的分析来验证热处理工艺的影响。于贵宁等[16]研究了等温淬火形成的贝氏体/马氏体双相组织Cr-Ni-Mo-V合金钢在回火过程中组织和力学性能的变化，微观组织分析和力学性能测试的结果表明，等温淬火温度与回火温度均对材料力学性能有显著影响，其中回火温度的影响更大。Zhao等[17]探讨了不同回火温度对Cr-Ni-Mo合金岩钻钢的显微结构及机械性能的影响，回火温度设置在150～550 ℃之间，通过显微组织分析和机械性能测试评估了合金钢在不同回火状态下的变化。Chen等[18]采用了对比实验的方法探讨了不同的淬火工艺对Fe-0.9Mn-0.5Cr-2.4Ni-0.5Mo-C钢的微观结构与机械性能的影响，与直接调质相比，直接调质后再加热调质的热处理工艺可以得到更细的晶粒尺寸、更高的位错密度和更分散的沉淀物，从而能够提高其强度。上述研究主要集中在淬火和回火工艺对Cr-Ni-Mo系铸钢组织演变和性能的影响，普遍证实了回火温度与淬火工艺是调控Cr-Ni-Mo系合金钢微观组织和最终力学性能的关键因素。此外，通过优化热处理路径(如采用再加热调质)，可以有效细化组织，增加位错密度与促进弥散析出，从而实现强度-韧性的协同提升，这为性能优化指明了方向。但是，已有研究多采用“试错法”或基于经验的固定温度点进行实验，未能充分利用材料计算模拟工具对回火工艺(尤其是回火温度)进行系统性预测与优化设计的优势，可能导致最佳工艺窗口的遗漏或研究效率不高。因此，基于前人的研究，本文将JMatPro模拟软件应用于Cr-Ni-Mo系铸钢的回火工艺设计。通过模拟预测不同回火温度下的相组成、析出相类型及转变温度等关键参数，为实验温度的选取提供科学依据和前瞻性指导，变“经验试错”为“计算驱动”，系统性地瞄准最优性能区间，着重从测试中得出最佳热处理工艺，以便于得到材料的最优性能。

本文以Cr-Ni-Mo系铸钢为研究对象，通过热力学软件对热处理工艺进行设计，以减少实验成本。利用实验探索淬火、回火处理对钢材基体组织及其

摩擦磨损性能的影响。

1　测试实验

1.1　试验材料

实验材料由锦州富世博新材料研究有限公司制备，成分如表 1 所示。真空感应炉以约 1 600 ℃加热，在特定的持续时间后浇铸成锭，将铸锭取出加热至 1 400 ℃保温 2 h 消除内部缺陷。

表 1　Cr-Ni-Mo 系铸钢的化学成分及其质量分数

Tab. 1　Chemical composition of Cr-Ni-Mo system cast steels and mass fraction　%

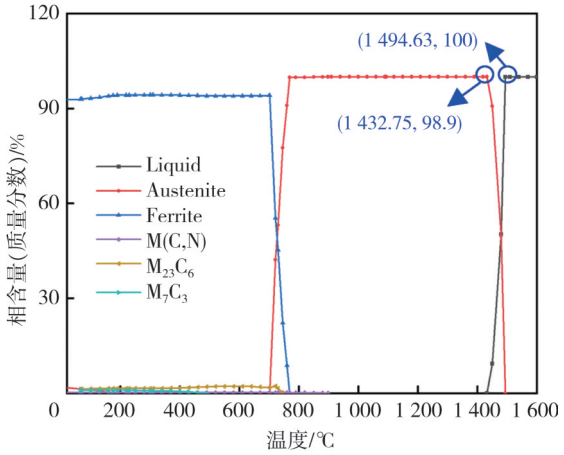
ω_{Cr}	ω_{Mn}	ω_{Mo}	ω_{Ni}	ω_{Si}	ω_{V}	ω_{C}	ω_{P}	ω_{S}	ω_{Fe}
0.84	0.03	0.36	1.37	0.2	0.1	0.39	0.007	0.003	Bal.

1.2　试验测试方法

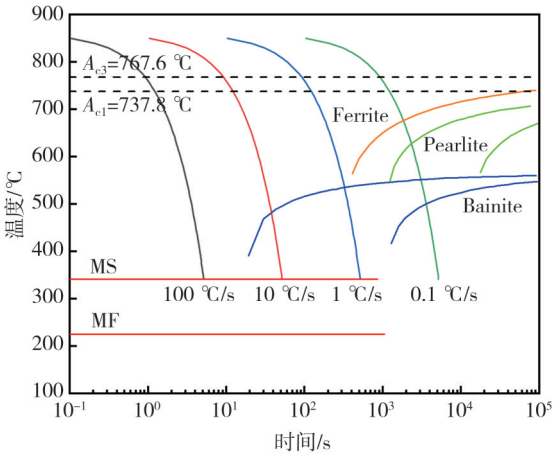
使用SXW-4-13陶瓷纤维箱式炉对试样进行热处理，使用砂纸研磨，手动抛光，用质量分数4%的硝酸酒精溶液腐蚀样品，制备金相、扫描试样。通过光学显微镜（OM，Leica DM2500M）扫描电子显微镜（SEM，MIRA3）观察合金的微观结构。根据GB/T 28—2002标准，在 INSTRON-5581 上进行拉伸试验，拉伸速率为 0.3 mm/min，试验在室温下进行。采用MH-500型维氏硬度计对试样的显微硬度进行测试，保压载荷为 1 kg，保压时间为 10 s，每种显微硬度为 7 次测量的平均值。使用（Bruker（CETR）UMT-2）摩擦磨损试验机进行室温磨损试验，在 25 N 载荷下线性往复运动 60 min。

1.3　热处理工艺设计

利用JMatPro软件模拟计算获得不同温度下Cr-Ni-Mo系铸钢的平衡相组成，如图 1（a）所示，该合金由 3 个相区和 3 个碳化物组成，即液相区、奥氏体和铁素体相区，以及 M_6C、$M_{23}C_6$和M（C，N）碳化物。1 494.63 ℃加热时Cr-Ni-Mo系铸钢完全转化为液相，当温度降低到 1 432.75 ℃时达到固相点。然后，液相完全消失，此时材料为奥氏体组织。为避免材料在铸造过程中凝固，其铸造温度通常设置在液相线以上 100～200 ℃，因此，材料的铸造温度在 1 594～1 694 ℃之间。此外，从相图中还可知合金的奥氏体化开始温度和结束温度分别为 702.1 ℃和 768.5 ℃，其他碳化物和渗碳体均在 700 ℃左右后析出。淬火是将钢加热到A_{c3}以上温度并保持一定时间，使材料奥氏体化，此工序在冷却速度超过马氏体转变临界冷却速度后进行，能够提高钢的硬度[19]。图 1（b）是由 JMatPro 模拟的铸钢连续冷却转变曲线，与文献所计算的结果一致[20]。可以得知钢的固态相变点为A_1=737.8 ℃和A_3=767.6 ℃。此外，在曲线中铁素体析出区、珠光体转变区和贝氏体转变区存在较宽的冷却区间，在冷却速度为 0.6 ℃/s 时开始析出马氏体组织，此时各性能较低，硬度低于 30 HRC，抗拉强度为 901.8 MPa，屈服强度为 654.6 MPa。低于该冷速所产生的组织大多为贝氏体和珠光体，随着冷速的提高，马氏体的比例也随之增高，产生马氏体强化，强度和硬度等力学性能也显著提高。通过对 JMatPro 软件模拟结果进行计算分析，并结合热处理原理确定本实验的淬火温度为 930 ℃，以确保钢材完全奥氏体化，冷却方式为水冷，以获得马氏体组织，提高钢材的强度[20]。



(a) 钢的平衡相组成图



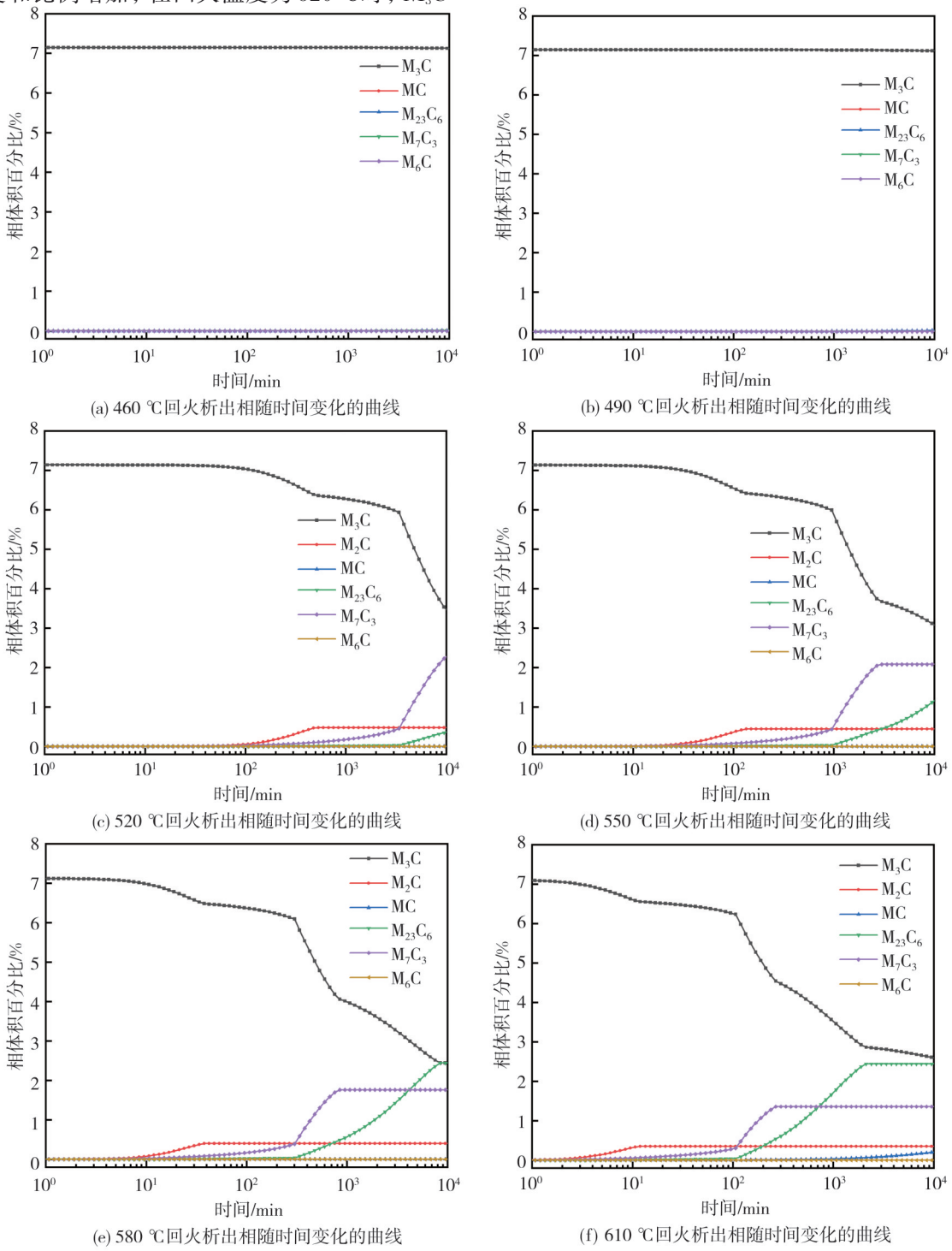
(b) 钢的cct曲线图

图 1　JMatPro 软件模拟结果

Fig. 1　Results of JMatPro software simulation

回火是淬火后的重要工序之一，其主要目的是消除淬火过程中产生的残余应力和奥氏体，在不同的回火温度下可以获得多种组织结构，从而调整钢材的性能[19]。回火温度应低于A_{c1}，将回火梯度设为 30 ℃，利用 JMatPro 软件模拟计算 Cr-

Ni-Mo系铸钢在930 ℃淬火后不同回火温度下碳化物析出的种类和尺寸，结果如图2所示。可以看出，在460 ℃和490 ℃回火时，析出碳化物体积百分比几乎不随时间变化，M_3C相为主要析出相存在于基体。随着回火温度的升高，M_3C相的溶解速度和比例增加，在回火温度为520 ℃时，M_3C相主要向M_2C转变，少部分向M_7C_3转变，而回火温度高于520 ℃时M_3C相向M_7C_3转变[21-22]。Djebaili等[23]认为，由于M_7C_3和M_3C碳化物的形态相似，在回火过程中，7.9Cr-1.65Mo-1.25Si-1.2 V钢中的M_3C相可以促进M_7C_3相的析出。



(a) 460 ℃回火析出相随时间变化的曲线　(b) 490 ℃回火析出相随时间变化的曲线

(c) 520 ℃回火析出相随时间变化的曲线　(d) 550 ℃回火析出相随时间变化的曲线

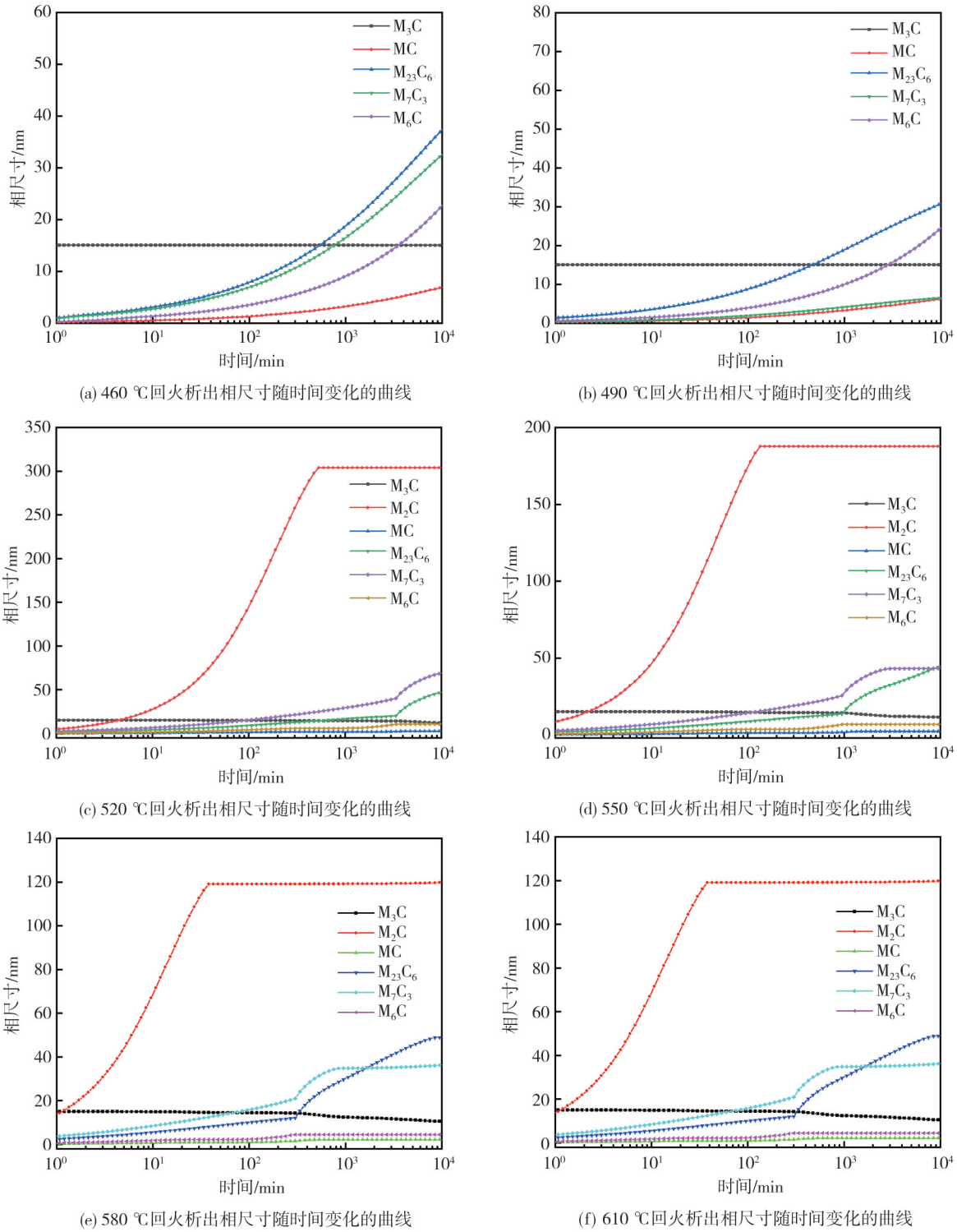
(e) 580 ℃回火析出相随时间变化的曲线　(f) 610 ℃回火析出相随时间变化的曲线

图2　Cr-Ni-Mo系铸钢在930 ℃淬火不同温度回火的析出相随时间变化的曲线

Fig. 2　Precipitation phase versus time curves of Cr-Ni-Mo cast steel tempered at different temperatures for quenching at 930 ℃

由于M_3C热稳定性低，在长时间回火下将逐渐溶解，转为更稳定的$M_{23}C_6$相[24]。MC型碳化物以V元素为主，在回火过程中析出呈现弥散分布，能够有效钉扎奥氏体晶界，阻碍其长大，从而提高性能，

此外还与基体产生共格或半共格，阻碍位错运动并提供二次硬化效果，提高了硬度及耐磨性。M_2C在回火或亚临界处理时，以纳米级尺寸析出，是获得超高强度的关键，M_7C_3相作为一种增强相，能够有效提高合金钢的耐磨性、热稳定性等性能[25]，而M_3C相同样对材料的强度、硬度和耐磨性有一定的影响。因此，根据模拟得知不同温度下各碳化物的变化，从而确定对合金综合性能有积极影响的碳化物析出时所对应的回火温度。图 3 为不同回火温度下试样钢析出碳化物尺寸随时间变化的曲线。



(a) 460 ℃回火析出相尺寸随时间变化的曲线

(b) 490 ℃回火析出相尺寸随时间变化的曲线

(c) 520 ℃回火析出相尺寸随时间变化的曲线

(d) 550 ℃回火析出相尺寸随时间变化的曲线

(e) 580 ℃回火析出相尺寸随时间变化的曲线

(f) 610 ℃回火析出相尺寸随时间变化的曲线

图 3　Cr-Ni-Mo系铸钢在930 ℃淬火不同温度回火的析出相尺寸随时间变化的曲线

Fig. 3　Variation curves of precipitated phase size with time for Cr-Ni-Mo cast steel tempered at different temperatures for quenching at 930 ℃

由图3可知，在460 ℃和490 ℃回火时，M_3C相的尺寸几乎不随时间变化，其余析出碳化物随时间的延长而长大，并且此时并未有M_2C析出，造成此现象的原因可能是该温度不足以促进M_2C相的形核和生长，而M_2C相的析出通常在更高的回火温度下发生，此外，在较低回火温度下，已经存在的碳化物具有较高稳定性，不容易转变为M_2C相[26-27]。在高温回火的过程中，M_2C相可能由其他类型的碳化物(如$M_{23}C_6$)转变而来，这一过程需要足够的温度和时间[28]。正如在回火580 ℃和回火610 ℃下，在低温回火时$M_{23}C_6$随时间的延长而长大，没有达到平衡的现象，而在高温时，$M_{23}C_6$出现了平衡现象，而M_2C有继续长大趋势。为了使析出物能够在均匀化尺寸时间内更好地均匀化，防止时间过长导致一些析出物均匀化尺寸发生突变，回火时间要小于180 min。基于上述的验证与分析，为得到对性能有积极作用的碳化物析出温度区间，Chen等[19]采用JMatPro软件对钢的相图进行模拟，分析不同温度下的相变化和组织特征，确定了最佳的浇注温度、淬火温度和回火温度范围，通过JMatPro软件对热处理工艺设计极大地减少了实验中的试错成本，提高了实验可行性。基于以上研究分析，最终确定热处理工艺为淬火温度930 ℃淬火1 h，冷却方式为水冷。930 ℃淬火后，在520，560和580 ℃回火2 h，水冷，每个工艺环节制取一个试样，采用对照试验的方法对比不同工艺下的性能。热处理工艺流程如图4所示。

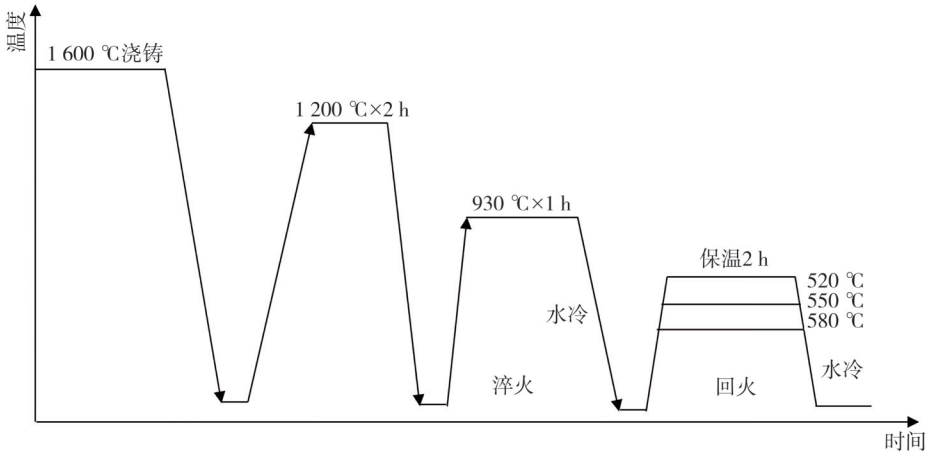


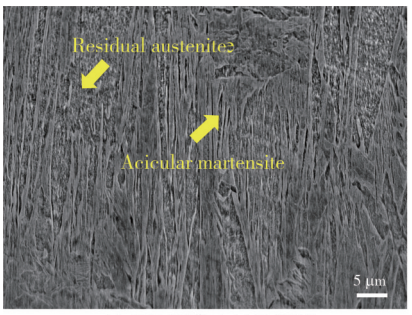
图4 工艺流程图

Fig. 4 Process flow diagram

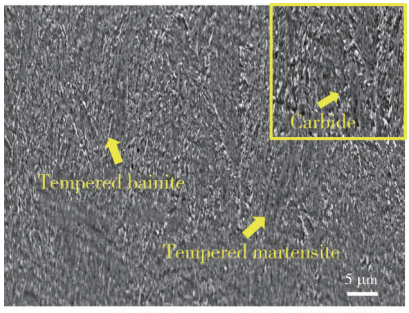
2 结果与分析

图5是试样钢经过热处理后的扫描照片，结果表明，板条马氏体和片状马氏体构成整个淬火组织基体。此外，还分布着部分残余奥氏体与马氏体组织组成奥氏体马氏体小岛，少量未溶碳化物分布于残余奥氏体，大部分固溶于马氏体。经过回火处理后，马氏体组织发生分解形成大量的回火索氏体和少量回火马氏体。饱和的碳析出形成细小的纳米级碳化物颗粒，呈弥散分布于基体组织中，并且随着回火温度的升高，促使碳化物粗化，这也与图3所反映的情况相符合。有结果表明，在高温回火过程中，从基体中析出的碳化物主要是渗碳体，并优先从马氏体中析出[29]。

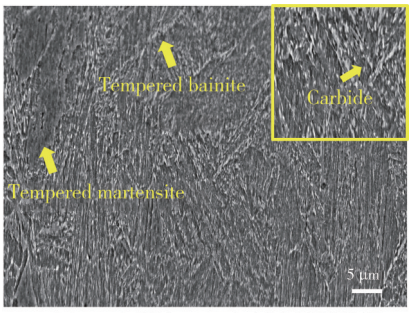
图6(a)为试样钢摩擦系数曲线和平均摩擦系数，从中可以看出试样在摩擦磨损试验开始后首先进入磨合期，摩擦系数在这一阶段迅速增加，波动很大。



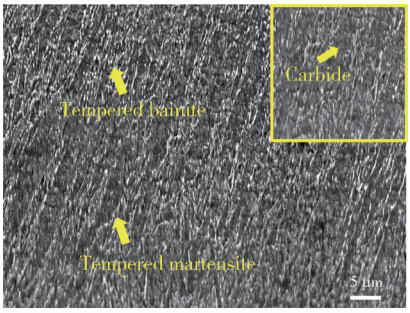
(a) 930 ℃淬火显微组织



(b) 930 ℃淬火+520 ℃回火显微组织



(c) 930 ℃淬火+550 ℃回火显微组织



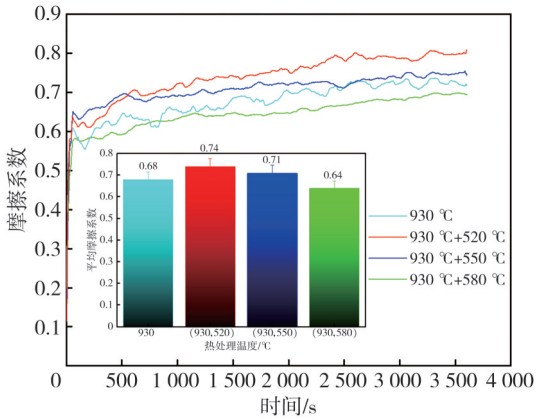
(d) 930 ℃淬火+580 ℃回火显微组织

图 5　Cr-Ni-Mo 系铸钢不同热处理的显微组织

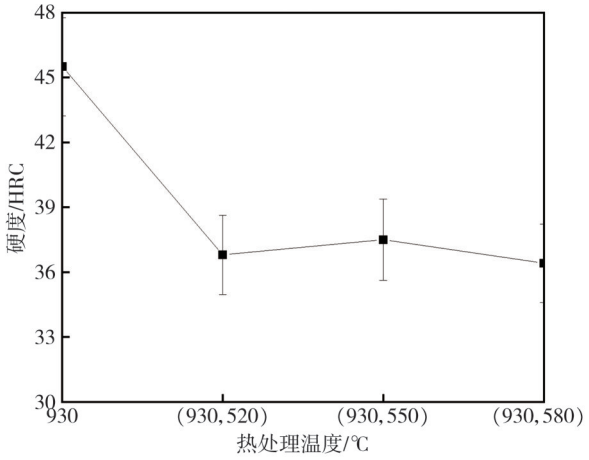
Fig. 5　Microstructure of Cr-Ni-Mo cast steel with different heat treatments

由于在实验初期，摩擦副与试样实际接触面积很小导致摩擦副在磨损早期与磨损表面产生切向力，导致表面塑性变形，原有的薄氧化膜在机械作用下被划破、剥落，暴露出金属基体，随后在剪切作用下被撕裂，产生尺寸较大、形状不规则的金属磨屑，这些磨屑部分被排出，部分滞留在接触区。随后，试样进入稳定期，在此期间摩擦系数逐渐增加，最终稳定。

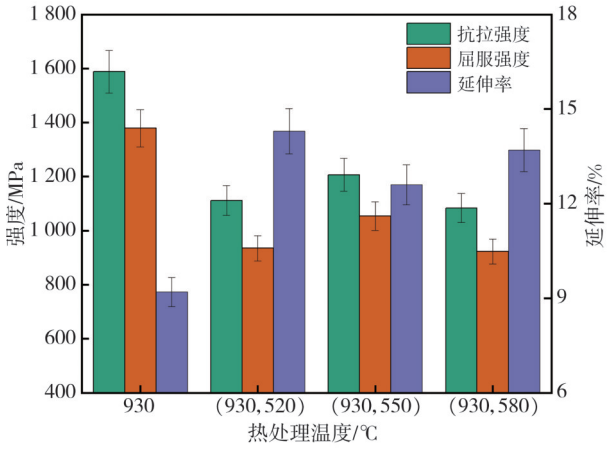
由于摩擦磨损过程中接触点之间的温度较高，磨屑被氧化。磨料粉尘在磨痕表面压实，形成氧化膜。氧化膜相对较软，当氧化膜被破坏时，摩擦系数会增加。摩擦系数通常随硬度的增加而降低，这与图 6(b) 所表现的硬度曲线相符合。硬度的进一步降低导致摩擦系数增加而不利于耐磨性，此外，硬度较低的试样的摩擦系数曲线波动更显著。随着回火温度的升高，碳化物增多和粗化，对于氧化膜的支撑作用更强，可以避免氧化膜的快速剥落，从而使得耐磨性得到提高。从图 6(b) 和图 6(c) 的力学变化可知，淬火态硬度、抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 45.5 HRC、1588 MPa、1379 MPa 和 9.2%，回火态硬度和强度随着回火温度的升高先升高后降低，整体差距较小，在 550 ℃回火下达到最高，为 37.5 HRC、1 207 MPa、1 054 MPa，延伸率随回火温度升高先降低后升高，分别为 14.3%、12.6% 和 13.7%。造成这一现象的原因是回火的进行导致马氏体分解，过饱和的碳析出，形成细小的碳化物，基体组织以回火索氏体为主，而当回火温度上升到 550 ℃时，其析出的碳化物增多，呈弥散分布，均匀化增高，从而性能进一步提高，而当回火温度上升到 580 ℃时，碳化物发生粗化，强化效果减弱。



(a) 不同热处理温度下的摩擦曲线



(b) 不同热处理温度下的硬度

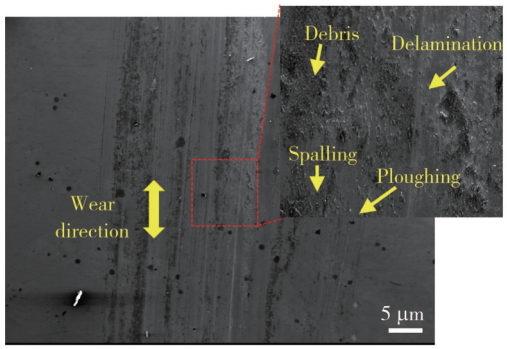


(c) 不同热处理温度下的强度和延伸率

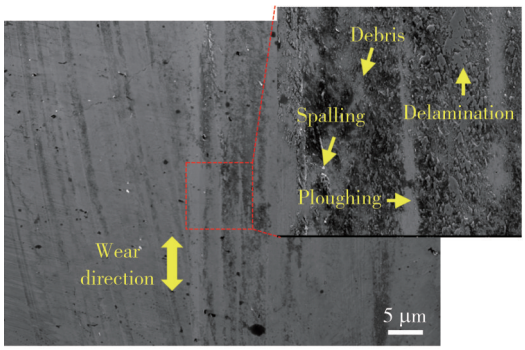
图 6　Cr-Ni-Mo 系铸钢不同热处理的性能

Fig. 6　Properties of Cr-Ni-Mo cast steel subjected to different heat treatments

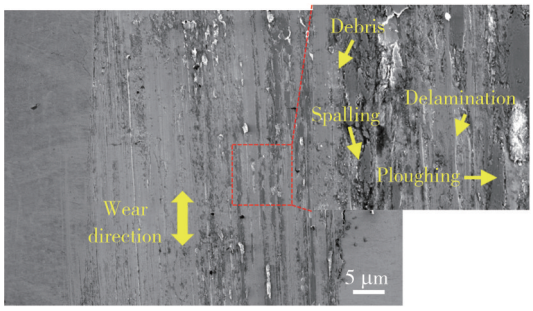
图 7 为室温下不同试样在25 N载荷下进行滑动摩擦磨损后的表面磨损形貌图，可以看出各试样磨损表面出现明显的磨屑、剥落和分层，在一些区域还存在明显的犁沟和裂纹。



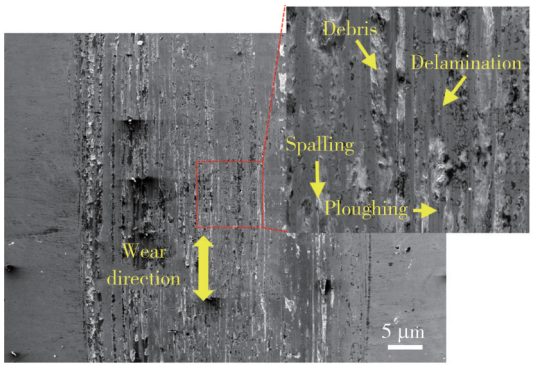
(a) 930 ℃淬火磨损形貌图



(b) 930 ℃+520 ℃回火淬火磨损形貌图



(c) 930 ℃+550 ℃回火淬火磨损形貌图



(d) 930 ℃+580 ℃回火淬火磨损形貌图

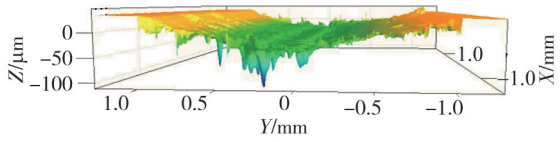
图 7 Cr-Ni-Mo系铸钢在不同热处理下的磨损形貌图

Fig. 7 Wear morphology diagrams of Cr-Ni-Mo series cast steel under various heat treatment conditions

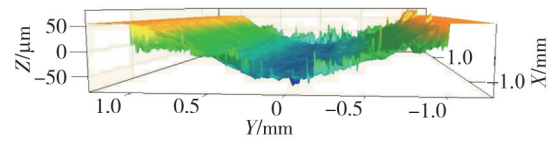
循环载荷的作用促进了裂纹的萌生和扩展，进一步加剧了材料分层并产生大量磨屑，因此可知不同试样的磨损机理皆以疲劳磨损为主。通过对比不同热处理下试样钢的磨损形貌，发现经过淬火处理的试样钢与回火态相比分布着少量的磨料碎片和犁沟，其磨损损伤较为轻微。由于淬火后基体组织以马氏体为主，硬度明显大幅度提高，因此，淬火态的试样钢磨损损伤优于回火态。通过观察淬火态试样钢可知，其磨损表面硬质颗粒数量更多，犁沟状划痕更为明显。由此可知，此时磨损情况由磨粒磨损主导，疲劳磨损是由循环应力导致的材料亚表面损伤，而磨粒磨损是由硬质颗粒或者粗糙凸体对表面的直接切削或犁削，两种磨损情况在大多数工况中同时存在，当材料产生硬质磨粒的时候会以磨粒磨损为主，而淬火态的合金钢具有较高硬度，在摩擦过程中产生的磨粒也多为硬质粒子，因此，淬火态合金钢以磨粒磨损为主。此外，由于在高温淬火下，合金钢经过充分的奥氏体化，能够使其基体组织转化为硬度更高的马氏体相，从而提高了耐磨性能。然而过高的奥氏体化温度，会使部分碳化物溶解，对于奥氏体晶界的钉扎作用消失，而在高温保温条件下，晶界的迁移获得了驱动力，导致奥氏体晶粒异常长大，碳化物溶于奥氏体晶粒中形成过饱和状态，在随后的冷却过程中，沿着原奥氏体晶界析出，因此会对材料的性能造成不利影响[30-31]。而犁沟的形成是由于在磨损过程中，高温将磨屑融合成硬质磨屑，从而参与到整个磨损过程中，最终导致犁沟状划痕。经过回火处理的试样钢，其磨损轨迹形态由分层剥落碎片、犁沟和氧化膜组成，存在大量的剪切变形和犁切作用，受到更严重的磨损危害。由于其缺少硬质的马氏体相，在磨损的初始阶段，磨屑的产生率高于淬火态试样钢，其磨损机理主要为疲劳磨损和粘着磨损。

图 8 所示为试样钢在不同热处理下的磨损痕迹形貌图，对于不同热处理试样，磨痕形貌均由平行的沟道、少量沟槽和氧化膜组成，沟槽的分布在淬火工艺中尤为明显。从 Z 轴磨痕深度可知，在淬火工艺下，Z 轴的平均磨损深度范围为 0～40 μm，磨损较浅，表明此时材料硬度较高，耐磨性较好，此结论也可从图 7 的摩擦系数和硬度中证实。另外，回火工艺下，Z 轴平均磨损深度范围为 50～100 μm。由图 8(d) 可以看出，磨损深度

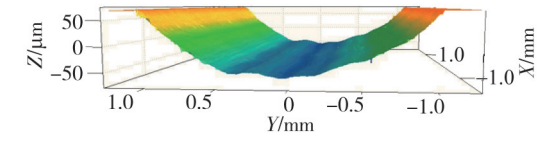
仍然较大，但相较于淬火态图 8(b) 略有改善。在低温回火下，部分淬火应力得到消除，保留较高硬度的同时韧性略有提升，可能减少脆性剥落，但硬度下降仍主导磨损行为。随着回火温度的升高，促进了碳化物的析出和均匀分布，韧性提升抑制了裂纹扩展，磨损机制从脆性剥落转向更均匀的磨粒磨损，减少了脆性剥落并使得整体耐磨性显著提升[15,32]。图 9 分别为不同热处理工艺下磨损体积和磨损量变化的曲线。从中也可以看出在高温回火时耐磨性最佳。另外，Y 轴表示不同位置磨损情况是否均匀，从图中可以看出磨损沟槽的跨度不均匀，说明材料表面磨损不均匀，存在剥落或犁沟现象，这与材料的硬度和韧性有关。高硬度的材料可能更耐磨，但过高的硬度可能导致脆性剥落，而适当的韧性可以减少这种剥落[33]。此外，淬火温度的提高会导致磨损深度增加，但通常淬火温度提高会增加硬度，从而提高耐磨性。造成这种反常现象的原因是过高的温度导致晶粒粗大，反而降低硬度和耐磨性[34-35]。另外，在整个热处理过程中，具体合金成分和相变行为会导致不同的结果。



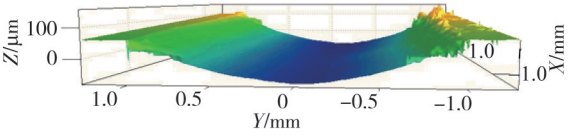
(a) 930 ℃淬火磨损三维形貌图



(b) 930 ℃淬火+520 ℃回火磨损三维形貌图



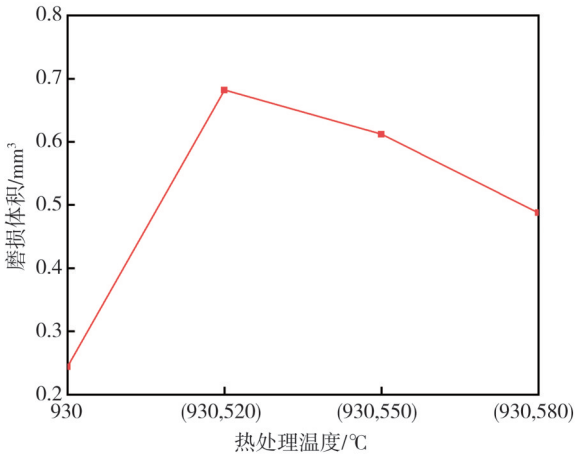
(c) 930 ℃淬火+550 ℃回火磨损三维形貌图



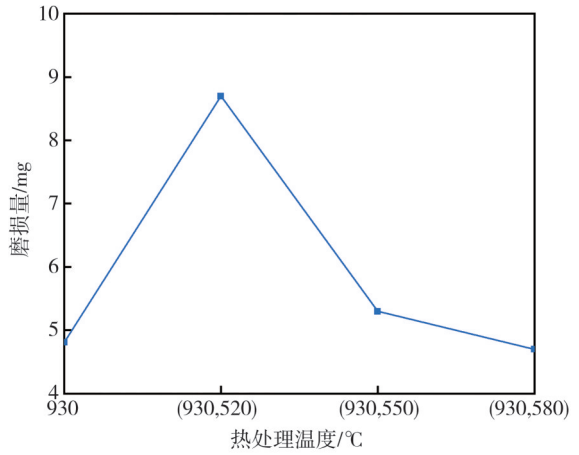
(d) 930 ℃淬火+580 ℃回火磨损三维形貌图

图 8　Cr-Ni-Mo 系铸钢在不同热处理下的三维形貌

Fig. 8　Three-dimensional morphological characteristics of Cr-Ni-Mo series cast steel under diverse heat treatment conditions



(a) 不同热处理下的磨损体积变化曲线



(b) 不同热处理下的磨损量变化曲线

图 9　Cr-Ni-Mo 系铸钢不同热处理下磨损曲线

Fig. 9　Wear curves of Cr-Ni-Mo cast steel under different heat treatments

3　结　论

本文研究了 Cr-Ni-Mo 系铸钢在回火过程中的组织演变和磨损行为，利用 JMatPro 软件对热处理工艺进行了设计，探讨了不同回火工艺对表面组织、显微硬度和耐磨性的影响。主要结论如下：

1）由 JMatPro 软件模拟结果可知，Cr-Ni-Mo 系铸钢的固态相变点为 A_1=737.8 ℃和 A_3=767.6 ℃。随着回火温度的提高，不稳定相 M_3C 相的溶解速度加快，向其他碳化物转变的时间也会变快，在回火温度为 520～610 ℃时，不同种类析出物达到均匀化尺寸的时间减小。

2）淬火后的组织主要为板条马氏体，其各项力学性能及耐磨性能较好，但其延伸率较低。回火后的组织主要是回火索氏体和部分片状马氏体，回火温度的升高促使碳化物的均匀析出并随之长大，致

使其硬度强度先升高后降低，在550 ℃回火时达到最高值，分别为37.5 HRC、1 207 MPa、1 054 MPa，延伸率先降低后升高，在580 ℃回火下达到最高值13.7%，整体差距较小，磨损量在580 ℃回火时最低，此时耐磨性最好。

利益冲突声明/Conflict of Interests

所有作者声明不存在利益冲突。

All authors declare no relevant conflict of interests.

参考文献：

[1] YANG G W, WEI Y J, ZHAO G L, et al. Research progress on the mechanics of high-speed rails [J]. Advances in Mechanics, 2015, 45(1): 201507.

[2] YU C, LI W, GUO Y, et al. Research on wear rate of train brake pads driven by small sample data [J]. Wear, 2024, 536/537: 205169.

[3] 马永靖，杨广楠，郑魏婧，等. 动车组闸片寿命预测研究[J]. 铁道机车车辆，2022，42(1)：60-64.
MA Yongjing, YANG Guangnan, ZHENG Weijing, et al. Research on service-life prediction of EMU brake pads[J]. Railway Locomotive & Car, 2022, 42(1): 60-64. (in Chinese)

[4] 王磊，朱松，潘祺睿，等. 列车盘形制动装置技术现状及发展趋势[J]. 机车车辆工艺，2015，51(6)：10-13.
WANG Lei, ZHU Song, PAN Qirui, et al. Technical status and development trend of train disc brake device[J]. Locomotive & Rolling Stock Technology, 2015, 51(6): 10-13. (in Chinese)

[5] 盛欢，王泽华，邵佳，等. 高速列车制动盘材料的研究现状与展望[J]. 机械工程材料，2016，40(1)：1-5.
SHENG Huan, WANG Zehua, SHAO Jia, et al. Research status and prospect of brake disc materials for high-speed train [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2016, 40(1): 1-5. (in Chinese)

[6] 汤忖江，陈蕴博，左玲立，等. 高速列车制动盘材质应用现状和研究进展[J]. 材料导报，2018，32(S1)：443-448.
TANG Cunjiang, CHEN Yunbo, ZUO Lingli, et al. Application status and research progress of brake disc materials for high-speed train [J]. Materials Review, 2018, 32(S1): 443-448.

[7] KUMAR N, BHARTI A, GOYAL H S, et al. The evolution of brake friction materials: A review [J]. Materials Physics and Mechanics, 2021, 47(5): 796-815.

[8] 刘雄强，卢纯，孙田龙，等. 多次制动工况下列车制动闸片摩擦块磨损行为的演变规律分析[J]. 摩擦学学报(中英文)，2025，45(8)：1128-1139.
LIU Xiongqiang, LU Chun, SUN Tianlong, et al. Evolution analysis of wear behavior of brake pad friction block under multiple braking conditions [J]. Tribology, 2025, 45(8): 1128-1139. (in Chinese)

[9] 朱显刚，熊建坤. 新型转子钢25Cr_2Ni_4MoV的焊接性及接头性能[J]. 电焊机，2017，47(12)：82-86.
ZHU Xiangang, XIONG Jiankun. Weldability and joint performance of new type rotor steel 25Cr_2Ni_4MoV [J]. Electric Welding Machine, 2017, 47(12): 82-86. (in Chinese)

[10] ZHU M L, XUAN F Z. Effect of microstructure on strain hardening and strength distributions along a Cr - Ni - Mo - V steel welded joint [J]. Materials & Design (1980-2015), 2015, 65: 707-715.

[11] SUN Y W, CHEN J Z, LIU J. Effect of hydrogen on ductility of high strength quenched and tempered (QT) Cr - Ni - Mo steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 625: 89-97.

[12] 肖连华，戴栋. 25Cr_2Ni_4MoV质量控制技术的应用实践[J]. 工业加热，2017，46(1)：38-40.
XIAO Lianhua, DAI Dong. The application practices of 25Cr_2Ni_4MoV quality control techniques [J]. Industrial Heating, 2017, 46(1): 38-40. (in Chinese)

[13] 赵杰，徐海峰，时捷，等. 细晶强化和位错强化对中锰马氏体钢的强化作用[J]. 钢铁，2012，47(8)：57-61.
ZHAO Jie, XU Haifeng, SHI Jie, et al. Effect of grain refinement strengthening and dislocation strengthening on strength of medium manganese martensitic steels [J]. Iron and Steel, 2012, 47(8): 57-61. (in Chinese)

[14] HUANG X D, ZHOU M H, ZHANG T Y, et al. Effect of banded structure on the Cr-Ni-Mo-V steel high-temperature frictional and wear performance [J]. Tribology Letters, 2023, 71(2): 58.

[15] MEDYŃSKI D, SAMOCIUK B, JANUS A, et al. Effect of Cr, Mo and Al on microstructure, abrasive wear and corrosion resistance of Ni-Mn-Cu cast iron [J]. Materials, 2019, 12(21): 3500.

[16] 于贵宁，田泽，王暄儒，等. 等温淬火与回火工艺对Cr-Ni-Mo-V合金钢组织性能的影响[J]. 金属热处理，2024，49(6)：55-61.
YU Guining, TIAN Ze, WANG Xuanru, et al. Effects of austempering and tempering process on

microstructure and mechanical properties of Cr-Ni-Mo-V alloy steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(6): 55-61. (in Chinese)

[17] ZHAO M C, UNENBAYAR T, ZHAO Y C, et al. Influence of tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of a Cr - Ni - Mo-alloyed steel for rock drill applications [J]. Steel Research International, 2019, 90(12): 1900297.

[18] CHEN J, LI C S, JIN X, et al. Effect of quenching process on microstructures and mechanical properties of Fe-0.9Mn-0.5Cr-2.4Ni-0.5Mo-C steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27(4): 1505-1513.

[19] CHEN J B, LIU Y F, WANG Y J, et al. Design and optimization of heat treatment process parameters for high-molybdenum-vanadium high-speed steel for rolls [J]. Materials, 2023, 16(22): 7103.

[20] 樊世冲，孙金钊，申志浩，等. 热处理对ZG45Cr_5Ni_2Mo耐磨钢组织和性能的影响[J]. 金属热处理，2023, 48(3): 57-61.
FAN Shichong, SUN Jinzhao, SHEN Zhihao, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of ZG45Cr_5Ni_2Mo wear-resistant steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2023, 48 (3): 57-61. (in Chinese)

[21] ZHAO Q, QIAO Z X, DONG J. Effect of tempering time on carbide evolution and mechanical properties of a Nb-V-Ti micro-alloyed steel[J]. Metals, 2023, 13(8): 1495.

[22] HE S, LI Z F, LIU X, et al. Carbide precipitation behavior of high-alloy steel during solidification and cooling process [J]. Steel Research International, 2024, 95(8): 2400130.

[23] DJEBAILI H, ZEDIRA H, DJELLOUL A, et al. Characterization of precipitates in a 7.9Cr - 1.65Mo - 1.25Si - 1.2V steel during tempering [J]. Materials Characterization, 2009, 60(9): 946-952.

[24] JIA C H, LIU Y C, LIU C X, et al. Precipitates evolution during tempering of 9CrMoCoB (CB2) ferritic heat-resistant steel [J]. Materials Characterization, 2019, 152: 12-20.

[25] ZHANG Y T, MIAO L D, WANG X J, et al. Evolution behavior of carbides in 2.25Cr-1Mo-0.25V steel [J]. Materials Transactions, 2009, 50 (11): 2507-2511.

[26] JIANG L, ZHANG W Z, XU Z F, et al. M_2C and M_6C carbide precipitation in Ni-Mo-Cr based superalloys containing silicon[J]. Materials & Design, 2016, 112: 300-308.

[27] ZHAO W, ZHOU H W, FANG L W, et al. Study on diversified carbide precipitation in high-strength low-alloy steel during tempering [J]. Steel Research International, 2021, 92(7): 2000723.

[28] MONDIERE A, DÉNEUX V, BINOT N, et al. Controlling the MC and M_2C carbide precipitation in Ferrium® M54® steel to achieve optimum ultimate tensile strength/fracture toughness balance[J]. Materials Characterization, 2018, 140: 103-112.

[29] WU Z H, LI Z X, ZHANG Q Y, et al. Effect of microstructure on wear resistance during high temperature carburization heat treatment of heavy-duty gear steel [J]. Materials Today Communications, 2024, 40: 109486.

[30] CHEN K, JIANG Z H, LIU F B, et al. Effect of quenching and tempering temperature on microstructure and tensile properties of microalloyed ultra-high strength suspension spring steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 766: 138272.

[31] JIANG B, WU M, ZHANG M, et al. Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: Effect of heat treatment parameters [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 707: 306-314.

[32] LIANG J X, WANG Y C, CHENG X W, et al. Microstructure and mechanical properties of a Cr - Ni - W - Mo steel processed by thermo-mechanical controlled processing [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2021, 28(6): 713-721.

[33] HARADA N, TAKUMA M, TSUJIKAWA M, et al. Effects of V addition on improvement of heat shock resistance and wear resistance of Ni-Cr-Mo cast steel brake disc [J]. Wear, 2013, 302(1/2): 1444-1452.

[34] HUANG X D, ZHOU M H, ZHANG T Y, et al. Effect of banded structure on the Cr-Ni-Mo-V steel high-temperature frictional and wear performance [J]. Tribology Letters, 2023, 71(2): 58.

[35] ZHANG Y Q, ZHANG C, LI F, et al. High-temperature oxidation behavior of Cr-Ni-Mo hot-work die steels[J]. Materials, 2022, 15(15): 5145.