



高温扩散退火对 6Cr5Mo2V1 合金工具钢 微观组织的影响

冯建新^{1,2}, 索进平³, 李 成³, 夏 丽³, 方海梁⁴, 倪燕红^{2,5}

(1 先进特殊钢全国重点实验室, 黄石 435001; 2 大冶特殊钢有限公司, 黄石 435001;

3 华中科技大学材料科学与工程学院, 武汉 430074; 4 湘潭大学材料科学与工程学院, 湘潭 411105;

5 高品质特殊钢湖北省重点实验室, 黄石 435001)

摘 要: 为了研究高温扩散退火对 6Cr5Mo2V1 合金工具钢微观组织的影响, 通过相图热力学计算, 采用不同温度的高温扩散退火试验、分析高温扩散退火对 6Cr5Mo2V1 合金工具钢显微组织和合金元素影响, 同时进行摩擦磨损性能验证。结果表明, 6Cr5Mo2V 合金工具钢在 1 230 °C 保温 3 h 后, 富 Cr 碳化物扩散固溶到基体中, 成分偏析得到明显改善。然而, 尺寸在 10~50 μm 的富 V 和富 Mo 一次碳化物稳定性高, 难以在均质过程中固溶。当扩散退火温度达到 1 250 °C 时, 低熔点共晶组织复熔, 冷却后形成显微孔隙。摩擦磨损试验表明, 1 230 °C 扩散退火试样摩擦学稳定性最高。

关键词: 6Cr5Mo2V1; 合金工具钢; 高温扩散退火; 组织演变

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. N260090 **中图分类号:** TG156. 2

Effect of High-Temperature Diffusion Annealing on Microstructure of 6Cr5Mo2V1 Alloy Tool Steel

Feng Jianxin^{1,2}, Suo Jinping³, Li Cheng³, Xia Li³, Fang Hailiang⁴, Ni Yanhong^{2,5}

(1 State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Huangshi 435001, China; 2 Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China; 3 School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China; 4 School of Materials Science and Engineering, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China; 5 Hubei Province Key Laboratory of High Quality Special Steel, Huangshi 435001, China)

Abstract : In order to study the effect of high-temperature diffusion annealing on the microstructure of 6Cr5Mo2V1 alloy tool steel, thermodynamic phase diagram calculations were conducted, and high-temperature diffusion annealing experiments at different temperatures were performed to analyze the effects of high-temperature diffusion annealing on the microstructure and alloying elements of 6Cr5Mo2V1 alloy tool steel, while friction and wear performance tests were also carried out. The results show that after holding 6Cr5Mo2V alloy tool steel at 1 230 °C for 3 hours, Cr-rich carbides diffuse and dissolve into the matrix, significantly alleviating compositional segregation. However, primary carbides rich in V and Mo with sizes ranging from 10 to 50 μm are highly stable and difficult to dissolve during the homogenization process. When the diffusion annealing temperature reaches 1 250 °C, the low-melting-point eutectic structure remelts, forming micropores after cooling. Friction and wear tests indicate that samples subjected to 1 230 °C diffusion annealing exhibit the highest tribological stability.

Key Words : 6Cr5Mo2V1; Alloy Tool Steel; High-temperature Diffusion Annealing; Microstructural Evolution

盾构机在穿越卵石、硬岩或上软下硬等复杂地层时,其刀盘刀具承受着高频的交变冲击与强烈的磨粒磨损,极易发生崩刃和非正常碎裂失效,严重制约了掘进效率^[1]。6Cr5Mo2V1 合金工具钢作为一种典型的高强韧性基体钢,其合金成分设计优化了高硬度与高韧性的平衡,在具备优异耐磨性和红硬性的同时,大幅提升了材料的抗冲击断裂能力,是

制造新一代长寿命盾构滚刀刀圈和刮刀的理想候选材料^[2]。

然而,该钢种含有较高的 C、Cr、Mo 等合金元素,在实际的铸锭凝固过程中极易产生严重的枝晶偏析,并析出粗大的初生共晶碳化物(主要为 M₇C₃ 型和部分 MC 型),这些沿晶界呈连续网状分布的硬脆碳化物严重撕裂了奥氏体基体的连续性^[3-5]。在

作者简介: 冯建新(1986—),男,硕士,工程师; **E-mail :** 1040727824@qq.com; **收稿日期:** 2026-06-25

通信作者: 索进平(1966—),男,博士,教授; **E-mail :** jinpingsuo@hust.edu.cn

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

盾构掘进的高应力冲击工况下,这些网状碳化物极易造成应力集中并成为疲劳裂纹源,导致刀具发生灾难性的早期崩刃^[6-7]。因此,如何通过热处理手段消除这些微观缺陷,是发挥 6Cr5Mo2V1 钢强韧化潜力的关键。

高温扩散退火是在钢的固相线以下 100~200 °C 之间长时间保温,通过合金元素在高温下扩散运动,改善原始组织中的成分偏析、初生碳化物尺寸和组织均匀性^[8]。在以往的研究中,已经对 H13、4Cr5Mo2V 等合金钢的微观组织进行了观察^[9-10],并且进行了均质化处理,表明了合理的扩散退火实验可以减轻 Cr、Mo 等合金元素的成分偏析,有助于网状碳化物发生断网和球化^[11-12]。高温扩散退火温度的选择存在严格的窗口限制,合适的温度有助于合金元素的扩散、网状碳化物发生球化,高温扩散退火温度选择过低,合金元素扩散动力不足,需要时间太长;温度若过高,会导致晶粒异常粗大,甚至过烧报废^[13]。目前,关于 Cr-Mo-V 系工具钢的扩散退火热处理组织演变的研究已经取得了较大进展,但是对于碳含量和合金元素含量更高的 6Cr5Mo2V1 合金工具钢,其特有的元素分布、显微组织在高温扩散退火处理下的演变行为,目前仍然缺乏系统的研究。本研究通过不同温度的高温扩散退火试验,分析其对 6Cr5Mo2V1 合金工具钢显微组织影响,确定高温扩散退火温度,为工业生产提供理论支撑。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验钢为大冶特殊钢有限公司生产的 6Cr5Mo2V1 合金工具电渣钢,在钢锭铸态组织上取样,其主要化学成分见表 1。

1.2 试验方法

利用 JmatPro 软件对 6Cr5Mo2V1 钢的热力学平衡相图曲线进行了模拟计算。在铸态钢锭上取样,按照设定的试验温度,将试验钢材分别加热到 1 190、1 200、1 220、1 230、1 250 °C,保温 3 h,随后采用随炉冷却的方式降至室温。制备 20 mm×10 mm×

10 mm 的金相试样,采用金相显微镜对金相组织进行观察,并采用 Nova NanoSEM 450 型场发射扫描电子显微镜 (FE-SEM, 荷兰 FEI 公司) 表征样品的微观形貌,采用日本岛津 (Shimadzu) 公司生产的 EPMA-8050G 型场发射电子探针微区分析仪进行合金元素分布特征的分析,并且进行了摩擦磨损试验测试了试样的磨损性能。进行 EPMA、XRD、摩擦磨损性能测试时,选取关键特征温度 (均匀化不足,均匀化最优,过烧) 开展测试,其中,1 190、1 200 °C 作为均匀化不足温度组,1 230 °C 作为均匀化最优温度组,1 250 °C 作为过烧温度组。

2 试验结果与讨论

2.1 相图分析

平衡态相图是 JMatPro 软件通过热力学原理计算各相摩尔吉布斯自由能并进行模拟绘制而成。其原理基于 CALPHAD 方法,通过系统吉布斯自由能最小化来确定平衡状态下的相组成、含量及相转变温度^[14]。如图 1 所示,从平衡凝固的相图分析可以看出,平衡凝固时并不会产生初生碳化物。但实际铸锭的凝固过程远不能达到平衡状态。实际凝固过程中,随着固相率的升高,由于合金元素在固液相间的重新分配,凝固前沿残余液相中的溶质元素含量会随着固相率的增加迅速升高,当溶质元素含量达到初生碳化物的生成浓度时,从凝固前沿的残余液相中会生成初生碳化物。

图 2 是 6Cr5Mo2V1 钢的非平衡凝固相图,由图 2 可知,液相线温度 (TL) 为 1 460 °C,固相线温度 (TS) 为 1 230 °C,固液两相温度区间达到 240 °C,结晶温度范围大,选分结晶时间长,在凝固末期,合金元素 (C、Cr、Mo 和 V 等) 在残余液相中富集,在枝晶间析出初生碳化物及微量的 MnS 夹杂物。

2.2 扩散退火温度对微观组织的影响

图 3 为不同高温扩散退火温度下保温 3 h 后的金相组织,可以观察到 6Cr5Mo2V1 合金工具钢在不同扩散退火温度下微观组织的演变过程。通过 1 190、1 200 °C 扩散退火后,相对于原始铸态组织,原始细小尖锐的非平衡凝枝晶组织,向表面自由能

表 1 6Cr5Mo2V1 钢的化学成分 (质量分数)
Table 1 Chemical composition of 6Cr5Mo2V1 steel

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
标准	0.55~0.65	0.20~0.60	0.20~0.60	≤0.015	≤0.005	4.80~5.50	2.00~2.50	0.80~1.20
试验钢	0.58	0.34	0.51	0.009	0.000 8	5.16	2.26	0.95

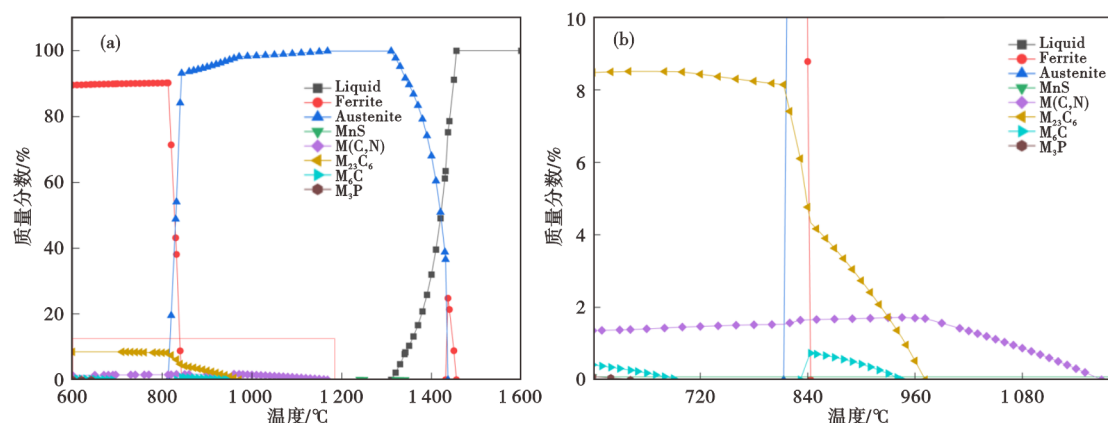


图1 JMatPro计算的6Cr5Mo2V1钢的平衡转变图:(a)600~1 600 °C,(b)600~1 200 °C局部放大

Fig. 1 Equilibrium phase diagram of 6Cr5Mo2V1 steel calculated by JMatPro: (a) 600–1 600 °C, (b) magnified view of the 600–1 200 °C range

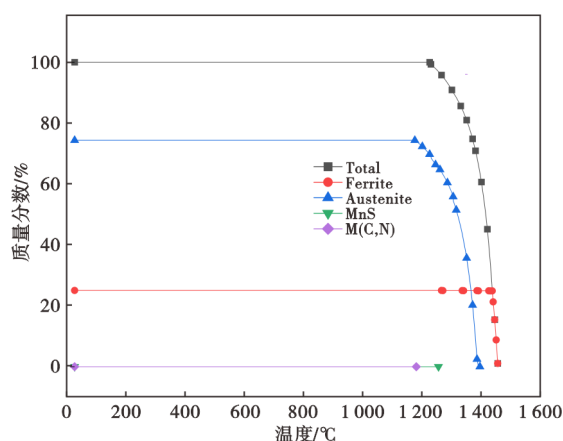


图2 JMatPro计算的6Cr5Mo2V1钢的非平衡凝固过程

Fig. 2 Non-equilibrium solidification process of 6Cr5Mo2V1 steel calculated by JMatPro

更低的粗大圆润的枝晶组织转变,合金元素分布更均匀,但依然观察到明显的偏析。

当退火温度升至1 220 °C时,组织发生剧烈变化。粗大的树枝晶形貌开始溃散、解体,组织开始出现均匀化趋势,枝晶间的暗色网络变得模糊且趋于不连续。至1 230 °C,原本清晰的枝晶结构基本消失,基体组织趋于均一,表明在该温度下大部分溶质元素已固溶入基体,达到了良好的均匀化效果。

然而,在最高温度1 250 °C退火后,组织出现了严重的过烧现象。如图4所示,可以观察到晶界处形成了粗大、连续的暗色网络状组织,并伴随有不规则的暗色“液相池”空洞(局部放大可确认为共晶重熔组织)。这表明该温度已超过了合金的非平衡固相线,导致低熔点相在晶界处发生局部重熔,冷却后形成了粗大的重熔脆性碳化物网,并且伴有明

显的暗色显微缩孔,严重恶化了材料的性能。

经过1 230 °C高温扩散退火后,偏析得到明显改善,但在图5和图6中依然可以观察到尺寸在10~50 μm两种形态初生碳化物^[15],通过EDS元素面扫描,可以观察到初生碳化物中的合金元素远高于周边组织,富V和富Mo的MC型初生碳化物稳定性极高^[16],难以通过高温扩散退火固溶到基体中。

图7是铸态原始试样以及1 200、1 230、1 250 °C高温扩散退火后6Cr5Mo2V1钢的XRD图谱。由测试结果可知:所有试样衍射峰的2θ位置基本一致,衍射峰均对应α-Fe基体(PDF#06-0696)的(110)、(200)、(211)晶面。由于试验钢中的碳化物体积分数低于常规XRD检测下限,并且碳化物衍射信号被高强度的基体衍射峰掩盖,导致相图中预测的MC等碳化物的特征峰未能在此图谱中明显出现,仅靠XRD难以判断碳化物类型,需要结合EPMA、EDS元素分析以及热力学相图计算进行确定。

2.3 扩散退火温度对6Cr5Mo2V1钢元素分布的影响

图8为通过EPMA面扫描进一步分析高温扩散退火对合金元素分布的影响。根据2.2节对样品金相组织的观察,选择1 190、1 230、1 250 °C和原始铸态样品作为表征对象。经过1 190 °C扩散退火,合金元素沿枝晶形貌分布,合金元素扩散热激活能不足,长程扩散受阻^[17]。当扩散退火温度提高到1 230 °C时,合金元素的分布由枝晶形态向网状形态转变,与组织形态保持一致,其中Cr元素扩散行为最活跃在基体中趋于弥散分布,Mo和V元素的宏观偏析也得到改善。根据固体扩散动力学的Arrhenius方程^[18]:

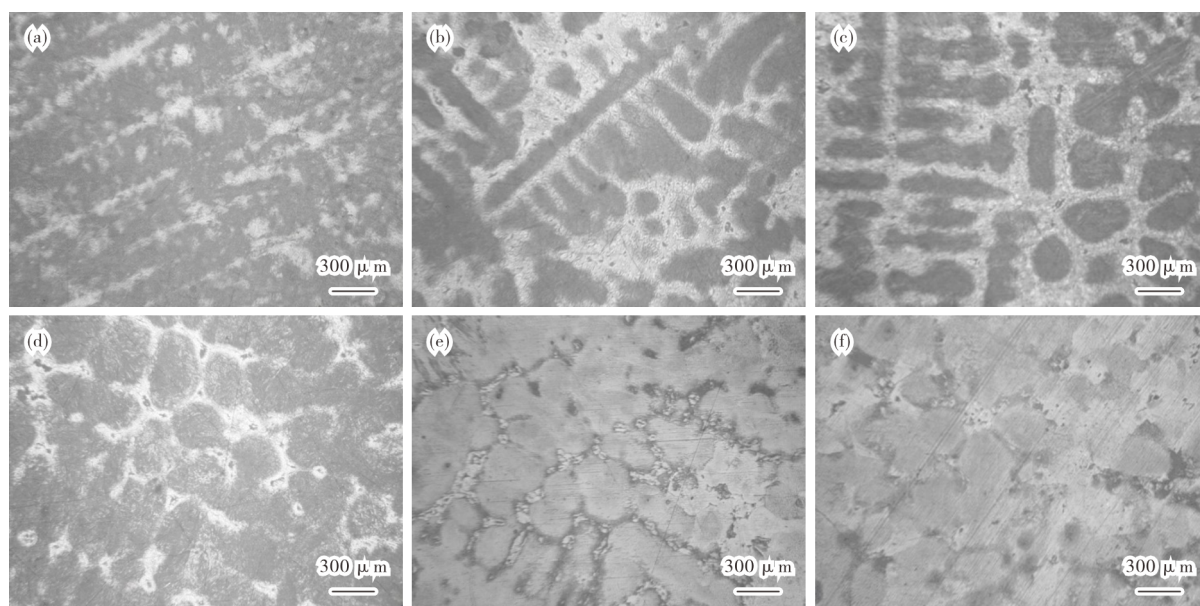


图3 6Cr5Mo2V1钢原始样和退火后的金相组织:(a)原始样无退火,(b)1 190 °C退火3 h,(c)1 200 °C退火3 h,(d)1 220 °C退火3 h,(e)1 230 °C退火3 h,(f)1 250 °C退火3 h

Fig. 3 Metallographic microstructures of the as-cast and annealed 6Cr5Mo2V1 steel samples: (a) as-cast sample without annealing, (b) annealed at 1 190 °C for 3 h, (c) annealed at 1 200 °C for 3 h, (d) annealed at 1 220 °C for 3 h, (e) annealed at 1 230 °C for 3 h, (f) annealed at 1 250 °C for 3 h

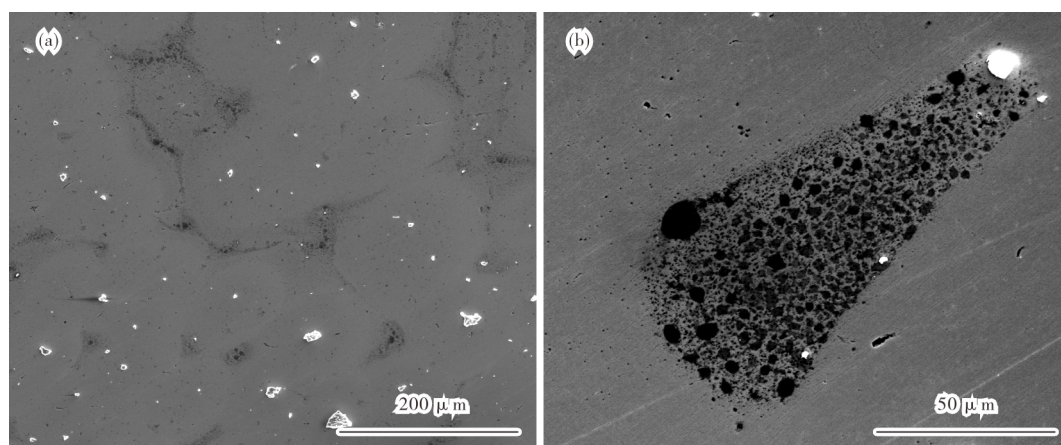


图4 1 250 °C试样显微组织:(a)沿晶界分布的重熔网络,(b)局部重熔组织和显微缩孔

Fig. 4 Microstructure of the specimen treated at 1 250 °C: (a) remelted networks along grain boundaries, (b) high-magnification morphology of local remelted eutectic structure and micro-shrinkage pores

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中, Q 为扩散激活能,J/mol; R 为气体常数,8.314 J/(mol·K); T 为保温温度,K。

当扩散退火温度为1 250 °C时,合金元素分布更加均匀,Cr和Mo元素已达到均质化效果,但残存少量高稳定性的富V初生碳化物。然而,在BSE形貌图中出现了大量沿晶分布的显微孔隙,低熔点共晶组织发生了局部液相复熔,并在随后的冷却阶段形成了无法闭合的显微收缩孔洞^[19]。

2.4 扩散退火温度对6Cr5Mo2V1钢摩擦磨损性能的影响

为了验证高温扩散退火对6Cr5Mo2V1合金工具钢组织和摩擦磨损性能的影响,选择1 200、1 230、1 250 °C以及铸态原始样品作为试验组,对原始状态及经不同扩散退火处理过的试样进行摩擦试验,图9为6Cr5Mo2V1合金工具钢在不同状态下的摩擦系数(COF)随时间变化的曲线,摩擦过程经过初始磨合期后进入稳定磨损期。在磨合阶段,由

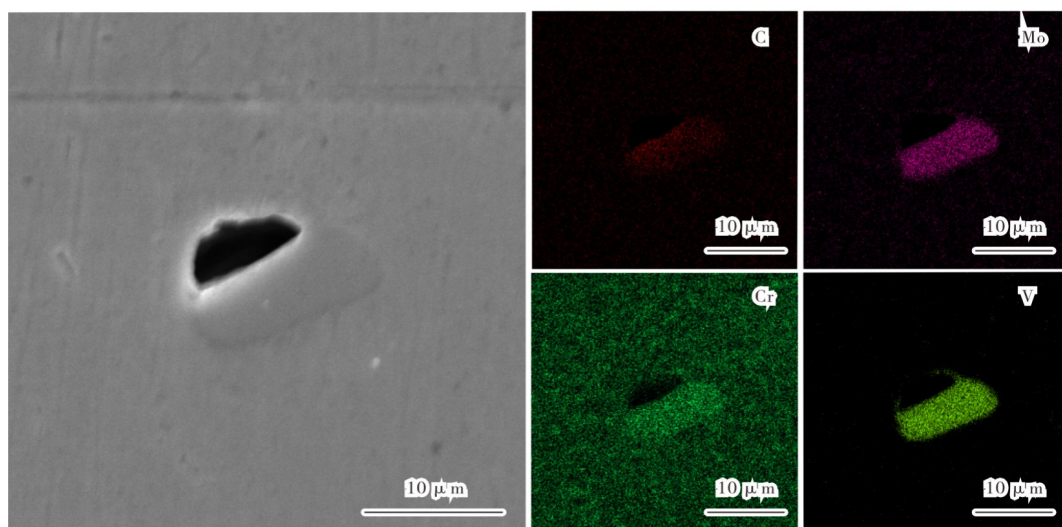


图 5 块状碳化物

Fig. 5 Blocky carbides

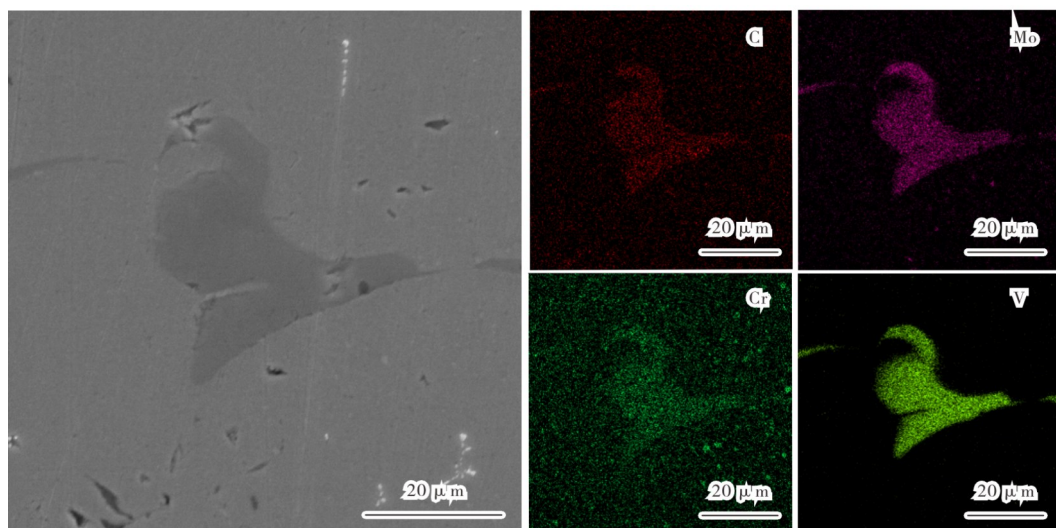


图 6 汉字状碳化物

Fig. 6 Chinese script carbides

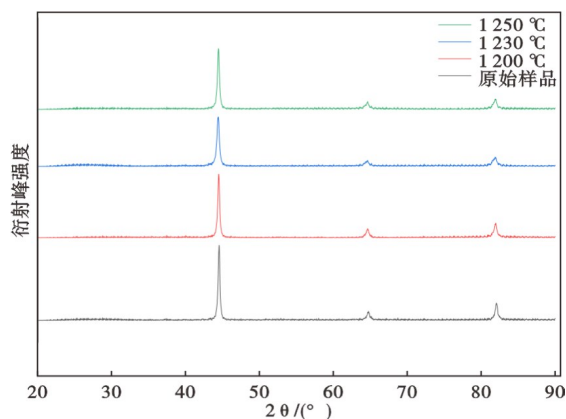


图 7 6Cr5Mo2V1 钢高温扩散退火样品 XRD 图谱

Fig. 7 X-ray diffraction patterns of 6Cr5Mo2V1 steel specimens after high-temperature diffusion annealing

于对偶件与试样表面剧烈作用,摩擦系数迅速升高;当摩擦界面达到动态平衡后,摩擦系数相对平稳,进入稳定期。由于不同试样的原始组织状态不同,稳定期的 COF 曲线表现出不同的特征。

在原始样品摩擦试验中,如图 9(a)所示,摩擦系数 COF 达到 0.53 的峰值后缓慢下降,并在后期出现波动降到 0.45,说明原始铸态组织中的偏析和硬而脆的初生碳化物在循环摩擦应力下剥落,作为硬质点参与摩擦,导致界面状态不稳定^[20]。在 1 200 °C 扩散退火的试样,由于均质化改善效果不明显,其稳定期摩擦系数 COF 在 0.52 左右,存在毛刺状波动,如图 9(b)所示,摩擦磨损性能提升不明显。

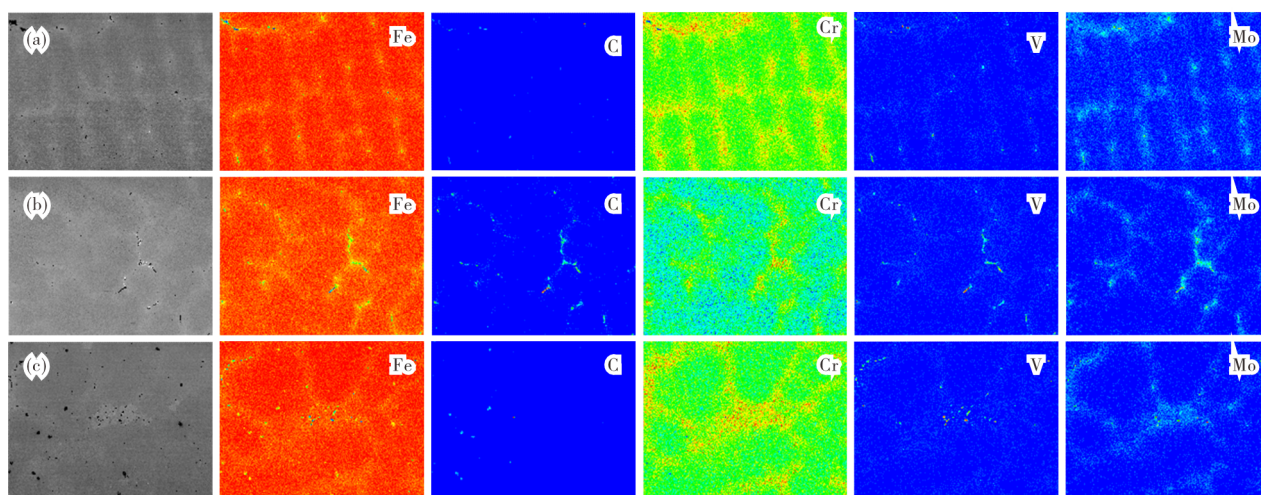


图8 高温扩散退火之后试验钢的组织形貌以及电子探针面扫描分析:(a)1190 °C,(b)1230 °C,(c)1250 °C

Fig. 8 Microstructure morphologies and EPMA elemental mapping analysis of the test steel after high-temperature diffusion annealing: (a) 1190 °C, (b) 1230 °C, (c) 1250 °C

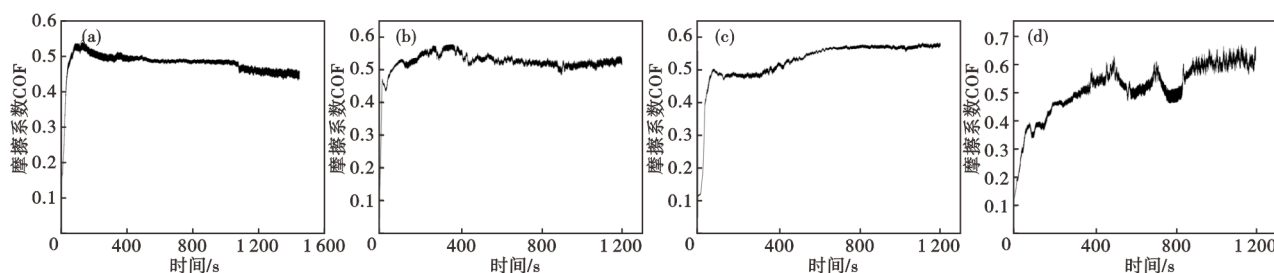


图9 样品摩擦系数曲线:(a)原始样品,(b)1200 °C,(c)1230 °C,(d)1250 °C

Fig. 9 Friction coefficient curves of the specimens: (a) as-cast specimen, (b) 1200 °C, (c) 1230 °C, (d) 1250 °C

图9(c)为1230 °C扩散退火试样摩擦磨损试验曲线,可以看到,摩擦系数COF曲线进入稳定期后表现平稳,COF值在0.57~0.58之间,摩擦磨损性能得到明显提升,表明试样的组织和成分偏析均匀化与摩擦磨损性能呈正相关,经过1230 °C扩散退火,使基体组织更均匀,碳化物分布更弥散,有效抵抗了对偶件的犁沟切削,避免了大规模的疲劳剥落,从而维持了高度稳定的摩擦界面^[21]。

当退火温度升高至1250 °C时,COF曲线呈现出极不规则的剧烈震荡(在0.45~0.65之间大范围波动),并伴随巨大的波谷与波峰。这与观察到的微观组织相互印证,1250 °C已突破局部非平衡固相线,导致晶界复熔并形成显微孔洞。这些处于次表面的过烧孔洞在交变摩擦剪切应力的作用下,极易演变为疲劳裂纹源,导致大面积的材料层片状剥落。严重的不规则剥落不断破坏和重构摩擦接触面,最终在宏观上表现为COF曲线的剧烈失稳。

3 结论

1)钢中碳化物形成合金元素Cr、Mo、V在枝晶间区域富集明显。在高温扩散退火的处理过程中,枝晶臂与枝晶间区域的边界逐渐模糊;在1230 °C下保温3 h时,由于偏析合金元素的充分扩散,连续的网状结构发生颈缩与断裂,枝晶偏析基本消除,基体实现了良好的均质化。

2)扩散退火温度存在严格的上限红线。当退火温度达到或超过合金的非平衡固相线(如1250 °C)时,晶界处的低熔点共晶组织会发生局部液相复熔。随后在冷却阶段,因液-固相变的体积收缩形成了无法闭合的显微收缩孔洞,形成了不可逆的过烧组织损伤,严重割裂了基体的连续性。

3)经过合理的高温扩散退火可以提升6Cr5Mo2V1合金工具钢的摩擦磨损性能,1230 °C扩散退火能有效改善偏析使组织均匀化,表现出稳定的磨损特征;而1250 °C扩散退火由于过烧存在显

微孔隙,在摩擦过程中是潜在的疲劳裂纹源,使摩擦过程剧烈震荡。通过摩擦磨损试验,进一步表明

6Cr5Mo2V1合金工具钢最佳高温扩退火温度为1 230 ℃。

参考文献

- [1] 肖晨亮. 盾构机滚刀刀圈材料DF13钢的热处理组织演变及力学性能优化[D]. 大连:大连理工大学,2025.
- [2] 燕云,冯淑玲,刘宝石,等. 新型盾构机刀圈用6Cr5Mo2V钢力学性能研究[J]. 模具制造,2019,19(7):86-89.
- [3] Wang J F, Wang L Z, Chen C Y, et al. Effect of rare earth on primary carbides in H13 die steel and their addition method: A review [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2024, 31(3): 531-551.
- [4] Presoly P, Gerstl B, Bernhard C, et al. Primary carbide formation in tool steels: Potential of selected laboratory methods and potential of partial premelting for the generation of thermodynamic data [J]. Steel Research International, 2023, 94(4): 2200503.
- [5] 谭成,马党参,王华昆,等. H13钢压铸模具的失效分析[J]. 机械工程材料,2016,40(1):106-110.
- [6] 郭联金,金林奎,彭铁坤. LD钢TBM滚刀刀圈破损失效分析[J]. 机械研究与应用,2018,31(2):159-163.
- [7] 曹玉龙,周需祁,唐莉梅,等. 盾构/TBM滚刀刀圈研制进展[J]. 特殊钢,2025,46(2):1-12.
- [8] Wang X J, Yu H, He S B. Effect of homogenization treatment on microstructure, dendritic segregation, and primary carbides in H13 steel[J]. Materials, 2025, 18(20): 4785.
- [9] 高占江,吴强,徐翔宇,等. H13钢铸坯一次碳化物分布[J]. 材料与冶金学报,2025,24(6):597-604+618.
- [10] 刘松涛,王奕,朱浩然,等. H13模具钢模铸坯夹杂物及碳化物分布解析[J]. 冶金分析,2023,43(12):8-16.
- [11] 樊明强,赵英利,李素芳,等. 扩散退火对H13钢显微组织和成分偏析的影响[J]. 金属热处理,2024,49(1):211-214.
- [12] 韩亚辉. 4Cr5MoSiV1钢均质化及热加工过程的组织与性能研究[D]. 沈阳:东北大学,2021.
- [13] 郭冬生,邓伟,文辉,等. 钒含量对时速350 km高铁制动盘用Cr-Mo-V钢奥氏体晶粒长大的影响[J]. 金属热处理,2023,48(9):136-143.
- [14] 刘道正,谢佳璇,龙雨,等. 基于JMatPro软件对Fe-0.4C-7Mn-3.2Al中锰钢热处理参数的热力学计算模拟[J]. 金属热处理,2026,51(5):332-338.
- [15] 孙晓林,王飞,毛明涛,等. H13钢中富钒初生碳化物的形成及影响因素[J]. 钢铁,2018,53(5):68-75.
- [16] 毛明涛. H13钢中的液析碳化物及其控制方法研究[D]. 北京:北京科技大学,2019.
- [17] 林鹏,孙立国,马党参,等. 压铸模具钢4Cr5Mo2V的组织与碳化物的高温行为[J]. 钢铁研究学报,2019,31(8):762-769.
- [18] Shewmon P G. Diffusion in Solids [M]. 2nd ed. Warrendale, Pa.: Minerals, Metals & Materials Society, 1989.
- [19] 岳斌,陈欣钰,左鹏鹏,等. 高温扩散退火对4Cr5Mo2V热作模具钢液析碳化物溶解行为和晶粒度的影响[J]. 机械工程材料,2025,49(9):63-70.
- [20] 员霄,王井,何冰,等. H13钢激光相变硬化的组织与性能试验研究[J]. 中国机械工程,2020,31(4):432-437+444.
- [21] 白植雄,左鹏鹏,计杰,等. 两种热作模具钢的高温摩擦磨损性能[J]. 工程科学学报,2019,41(7):906-913.