

Mo 掺杂对铸造 Fe-2.0Cr-3.0B 合金组织性能及三体磨粒磨损性能影响

冯炳翰, 和佳宇, 黄启宏, 宁海玥, 皇志富, 坚永鑫

(西安交通大学 材料科学与工程学院 金属材料强度全国重点实验室, 陕西西安 710049)

摘要: 利用Mo元素掺杂(1.0wt.%~4.0wt.%)的方法, 打破了铸造Fe-2.0Cr-3.0B合金中硬质相 M_2B 固有的连续网状结构, 改善了合金的力学性能及三体磨粒磨损性能。采用铸造熔炼+热处理的工艺获得Fe-2.0Cr-3.0B合金试样, 利用光学金相显微镜、SEM、EDS和XRD等手段对合金显微组织进行分析, 进而系统评价合金的力学和三体磨粒磨损性能。研究表明: Mo元素添加后会形成富Mo的 $M_3(B, C)_2$, 其以微观叠层组织析出于 M_2B 相之间, 有效打破 M_2B 硬质相的连续网状结构, 促使其向孤立的团块状转变。随着Mo含量增加, 合金的断裂韧性逐渐升高, Mo含量为4.0wt.%时(4Mo试样)断裂韧性较1.0wt.%时提高约30%。在三体磨损过程中, 合金的硬度和韧性均表现出关键作用, 在低载荷条件下硬度更高的2Mo试样表现出最优的抗磨损性能, 而在高载荷条件下韧性最高的4Mo试样表现出最优的抗磨损性能。

关键词: Mo掺杂; Fe-2.0Cr-3.0B合金; 显微组织; 力学性能; 三体磨损性能

中图分类号: TG113.1; TG135⁺.6 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 03-0258-10

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0036

Effect of Mo Doping on Microstructure, Mechanical Properties and Three-Body Abrasive Wear Resistance of Cast Fe-2.0Cr-3.0B Alloy

FENG Bing-han, HE Jia-yu, HUANG Qi-hong, NING Hai-yue, HUANG Zhi-fu, JIAN Yong-xin
(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, Shaanxi, China)

Abstract: Taking advantage of Mo doping (1.0wt.%-4.0wt.%) method, the continuous network structure of M_2B hard phases in the cast Fe-2.0Cr-3.0B alloy has been broken, and the mechanical properties and three-body abrasive wear performance of the alloy have been improved. The Fe-2.0Cr-3.0B alloy samples were obtained by using of melting and casting+heat treatment method, and the microstructures of the alloy were analyzed by means of the metallographic microscope, SEM, EDS, XRD, and other techniques, and then systematically evaluating the mechanical and three-body abrasive wear properties. The research results show that the Mo rich $M_3(B, C)_2$ phases will be formed after adding Mo element, which precipitating among the M_2B phases with micro and laminated structures, and effectively breaking the continuous network structure of M_2B hard phases and promoting its transformation into block or strip shapes. The fracture toughness of the alloy is increased gradually with the increase of Mo content, and when the Mo content is 4.0wt.%(4Mo specimen), the fracture toughness of the alloy is increased about 30% comparing with that of the alloy specimen with 1.0wt.% Mo. During the three-body wear process, both of the hardness and the fracture toughness of the alloys play pivotal roles, the 2Mo specimens with higher hardness exhibiting the best wear resistance properties under the condition of low load, while the 4Mo specimens with the best fracture toughness exhibiting the best wear resistance properties under the condition of high load.

Key words: Mo doping; Fe-2.0Cr-3.0B alloy; microstructure; mechanical property; three-body wear performance

工程材料的失效方式主要有磨损、腐蚀和断裂。在实际生产中, 约80%的失效都是由于材料磨损引起的, 其不仅降低零件的服役寿命, 增加生产成本, 而且影响关键零构件的服役性能, 造成巨大的经济损失^[1]。

基金项目: 国家自然科学基金(52575227和52105208); 陕西省自然科学基金基础研究计划重点项目(2025JC-QYXQ-020)。

收稿日期: 2025-10-10 收到初稿, 2025-12-05 收到修订稿。

作者简介: 冯炳翰(2001-), 男, 硕士生, 从事耐磨/蚀涂层材料设计与开发工作。电话: 13987717892, E-mail: 664685476@qq.com

通信作者: 坚永鑫, 男, 副教授, 博导。电话: 13720427940, E-mail: yxjian@xjtu.edu.cn

引用格式: 冯炳翰, 和佳宇, 黄启宏, 等. Mo 掺杂对铸造 Fe-2.0Cr-3.0B 合金组织性能及三体磨粒磨损性能影响 [J]. 铸造, 2026, 75(3): 258-267.

FENG Binghan, HE Jiayu, HUANG Qihong, et al. Effect of Mo doping on microstructure, mechanical properties and three-body abrasive wear resistance of cast Fe-2.0Cr-3.0B alloy [J]. Foundry, 2026, 75(3): 258-267.

据统计, 每年由于钢材磨损失效造成的损失约为其总产量的10%, 经济损失占国民生产总值的2%~4%。其中, 美国每年由于磨损造成的材料损失约为200万吨, 经济损失约为1 200亿美元; 德国每年由于磨损造成的经济损失约为每年500亿马克^[2]; 我国每年由金属磨损而导致的材料损失高达300万吨。相比于其他磨损形式, 磨粒磨损造成的经济损失占主导地位, 约为总磨损量的50%。鉴于钢铁耐磨材料在工业生产中的具体需求, 开发具有优异抗磨粒磨损性能的钢铁耐磨材料一直是材料学者的研究重点问题, 对于降低材料损失和能源消耗具有重要意义。

目前, 高铬白口铸铁和镍硬白口铸铁在冶金、矿山、能源等领域中应用较为广泛。然而, 为了保证白口铸铁较高的抗磨损性能, 提高碳含量以获得较高的碳化物体积分数是必要条件, 而高碳含量添加会导致铁基基体的脆性升高, 使得合金的硬度与韧性无法兼顾。在冲击作用下, 抗磨白口铸铁的耐磨性能会显著下降, 且存在开裂和断裂的风险。另一方面, 高铬铸铁和镍硬铸铁中含有较多昂贵的金属元素, 显著提高了零构件的生产成本。为此, 如何开发兼顾硬度和韧性, 且具有低成本优势的铸造耐磨材料, 一直是限制铸造耐磨材料发展的难题。

铸造Fe-B合金以高硬度的共晶硼化物作为耐磨骨架, 铁基合金为基体, 表现出优异的耐磨性(与高铬铸铁媲美)、良好的抗氧化性^[3-4], 以及较好的冲击韧性, 引起了国内外学者的广泛关注。此外, 硼元素在我国地壳中的含量丰富, 价格低廉, 硼化物作为抗磨硬质相, 其硬度和热稳定性均优于传统碳化物^[5-6]。前期研究表明^[5-11], Fe-B系耐磨合金具有高硬度优势, 表现出良好的耐磨性, 但其硬质相Fe₂B易呈连续网状分布, 严重割裂金属基体, 导致合金整体韧性较差。在冲击磨料作用工况下, Fe-B系耐磨合金的磨损表面开裂和剥落现象明显, 严重影响其抗磨损性能。因此, 如何改善铸造Fe-B耐磨合金的断裂韧性是该合金当前发展的关键问题。

项目组前期研究发现, 通过Cr元素掺杂可以有效钝化Fe₂B硬质相, 从而提高铸造Fe-B耐磨合金的断裂韧性, 进而提高合金的耐磨性^[12]。然而, Cr元素掺杂的方法不能有效打破Fe₂B固有的连续网状形态, 使得合金的整体钝化效果有限。因此, 为了进一步提高铸造Fe-B耐磨合金的断裂韧性, 本研究在通过Cr元素掺杂钝化Fe₂B的基础上, 提出Mo元素掺杂改善硬质相Fe₂B的形态的方法, 有效打破Fe₂B的连续网状结构。研究结果将为铸造Fe-B耐磨合金的韧性改善提供新途径, 对其进一步推广应用奠定基础。

1 试样制备与方法

1.1 不同Mo含量掺杂Fe-2.0Cr-3.0B合金的制备

本试验利用砂型铸造技术制备Fe-2.0Cr-3.0B合金。所选原料包括纯铁、硼铁、铬铁、锰铁、生铁和钼铁, 按设定配料比进行熔炼。熔炼过程在10 kg中频感应熔炼炉(DGF-R-52-2)中进行, 具体步骤如下: 首先将纯铁、生铁和钼铁加入炉中, 熔化并进行脱氧扒渣处理, 随后将金属溶液倒入浇包; 其次加入铬铁和在500℃烘烤2 h的硼铁, 再将混合熔体倒回炉腔; 最后, 加入易烧损的锰铁和硅铁, 升温至1 500℃并保持至所有原材料完全熔化。熔炼结束后, 将金属液于1 500℃下出炉并转入浇包, 静置冷却至1 400℃后浇入充分烘干的铸型, 并把珍珠盐覆盖到熔体上表面, 以减缓熔体的凝固速度。浇注完成后, 试样在空气中冷却至室温, 经打箱、清砂等工序后, 得到4组Fe-2.0Cr-3.0B铸造合金试样。

使用聚光M5000台式光谱仪对4组铸造Fe-2.0Cr-3.0B合金试样的实际成分进行检测, 结果如表1所示。随后, 将不同Mo含量的4组铸态Fe-2.0Cr-3.0B合金试样进行1 000℃/2 h淬火加220℃/2 h低温回火热处理, 确保合金基体均匀奥氏体化并通过低温回火消除淬火过程的应力。

表1 铸造Fe-2.0Cr-3.0B合金实际化学成分表
Tab. 1 Actual chemical compositions of the cast Fe-2.0Cr-3.0B alloys

编号	Fe	B	C	Si	Mn	Cr	Mo	$w_B / \%$
1Mo	其余	-	0.237	1.261	0.433	2.198	1.102	
2Mo	其余	-	0.248	1.133	0.562	1.969	1.993	
3Mo	其余	-	0.337	0.974	0.459	2.246	3.040	
4Mo	其余	-	0.213	0.524	0.524	1.984	3.915	

1.2 合金显微组织观察和物相分析

采用电火花线切割的方法, 从热处理后试样的心部切取显微组织分析试样, 试样经研磨和抛光后用配制的王水腐蚀, 采用LEICA DMI 5000M型光学金相显微镜和配有牛津能谱仪(EDS)的HITACHI SU3500型扫描电子显微镜观察合金的微观组织并分析元素分布特征, 采用Bruker D8 ADVANCE型X射线衍射仪分析合金的物相组成。

1.3 合金力学性能表征

采用HRS-150型洛氏硬度计测试热处理后试样的宏观硬度, 试验载荷选取150 g, 保持时间为10 s,

测试15个点, 取其平均值作为最终硬度。采用HXD-1000TMC型显微维氏硬度计测试热处理后试样的硼化物的显微硬度, 试验载荷为25 g, 保持时间为10 s, 为减小试验误差, 每个试样的每种组织均取10个点进行硬度测试, 最后取平均值作为最终硬度。采用CMT5305型微机控制电子万能试验机进行断裂韧性测试, 测试试样的尺寸为25 mm × 5 mm × 2.5 mm, 其中在试样中间位置沿5 mm边预制长度为2.25 mm的缺口, 缺口宽度约为0.1 mm, 具体如图1所示。在弯曲试验过程中, 加载速度为0.01 mm/s, 观察并记录试样断裂时的最大载荷值。

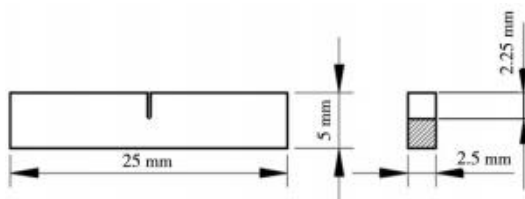


图1 SENB标准试样尺寸

Fig. 1 Dimensions of SENB standard test sample

1.4 三体磨粒磨损性能测试方法

本试验采用MMH-5型环块式三体磨粒磨损试验机对合金的耐磨性进行测试, 如图2所示。试验磨料为SiO₂磨料, 磨料平均粒径为200~425 μm, 外加载荷为1 kg、2 kg和3 kg, 滑动速度为30 r/min, 单次试验时间为30 min, 具体试验机参数如表2所示。

表2 三体磨粒磨损试验机参数

Tab. 2 Parameters of the three body abrasive wear tester

最大 载荷/kg	轨道 直径/mm	滑动速度/ (r·min ⁻¹)	磨程 /m	磨损 面积/m ²
5	340	30	1 017.36	3 × 10 ⁻⁴

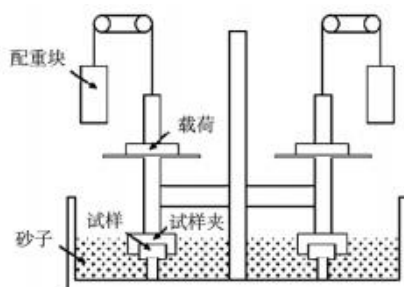


图2 三体磨粒磨损试验机示意图

Fig. 2 Schematic diagram of the three-body abrasive wear tester

在三体磨粒磨损试验后, 采用扫描电子显微镜 (SEM) 和彩色3D激光显微镜对三体磨粒磨损表面形貌进行观察, 并统计其表面粗糙度。为观察三体磨粒

表3 三体磨损表面镀镍的工艺参数

Tab. 3 Process parameters of nickel plating for three-body wear surface

电压/V	电流/A	温度/°C	时间/min
2.0	0.1	50	20

磨损亚表层组织, 首先采用电化学镀镍的方法对三体磨粒磨损表面进行保护, 具体电镀工艺参数如表3所示。随后, 使用线切割制备沿着平行磨损方向和垂直磨损方向的直切面样品, 对所得样品镶样、打磨和抛光后, 利用SEM观察其三体磨粒磨损亚表层组织。

2 试验结果与讨论

2.1 不同 Mo 含量 Fe-2.0Cr-3.0B 合金热处理后的显微组织分析

图3为不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金热处理后组织的金相照片。如图所示, 四种样品主要由较亮的骨架相和暗色相组成, 根据课题组先前的研究结果^[13-14], 亮色相应为硼化物, 而暗色相则为金属基体, 且金属基体为马氏体组织^[15]。此外, 可以发现, 随着Mo含量的增加, 合金基体组织明显细化, 硼化物形态发生了明显的改变。1Mo试样中, 硼化物硬质相呈现较为明显的网状或鱼骨状组织, 而随着Mo含量的增加, 连续网状组织逐渐向不规则块状转变。这一现象表明Mo掺杂后不仅可以有效地细化合金组织, 还能打破硼化物的连续网状结构, 显著改善硼化物硬质相的形态。

硬质相的体积分数对铸造铁硼合金的抗磨性能至关重要。为评估Mo含量对此关键参数的影响, 图4给出了不同合金组织中基体与硼化物的体积分数统计结果。从图中可见, 当Mo含量增加时, Fe-2.0Cr-3.0B合金中硼化物的体积分数呈现先增加后减少的趋势, 而金属基体呈现相反的趋势; 当Mo含量为2.0wt.%时, 硼化物的体积分数最大。总体而言, Mo元素添加对Fe-2.0Cr-3.0B合金中硬质相含量的影响较小, 不同合金中硼化物含量均在30%左右。

为了进一步分析合金中的微观组织, 图5为不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金热处理后的SEM图像。从图中可以进一步发现, 热处理后的Fe-2.0Cr-3.0B合金主要由不规则形貌的金属基体和三种不同衬度的硼化物^[16]组成, 其中硼化物分别为鱼骨状分布的暗色相硼化物 I, 围绕着暗色相生长分布于暗色相与基体之间的次暗色相硼化物 II, 以及团簇状分布的亮色相硼化物 III。此外, 随着Mo含量增加, 团簇状硼化物相的含量增加, 呈现微观层片结构, 其存在于硼化物I之间, 发挥良好的阻断作用。由此可见, Mo元素增加, 有利于促

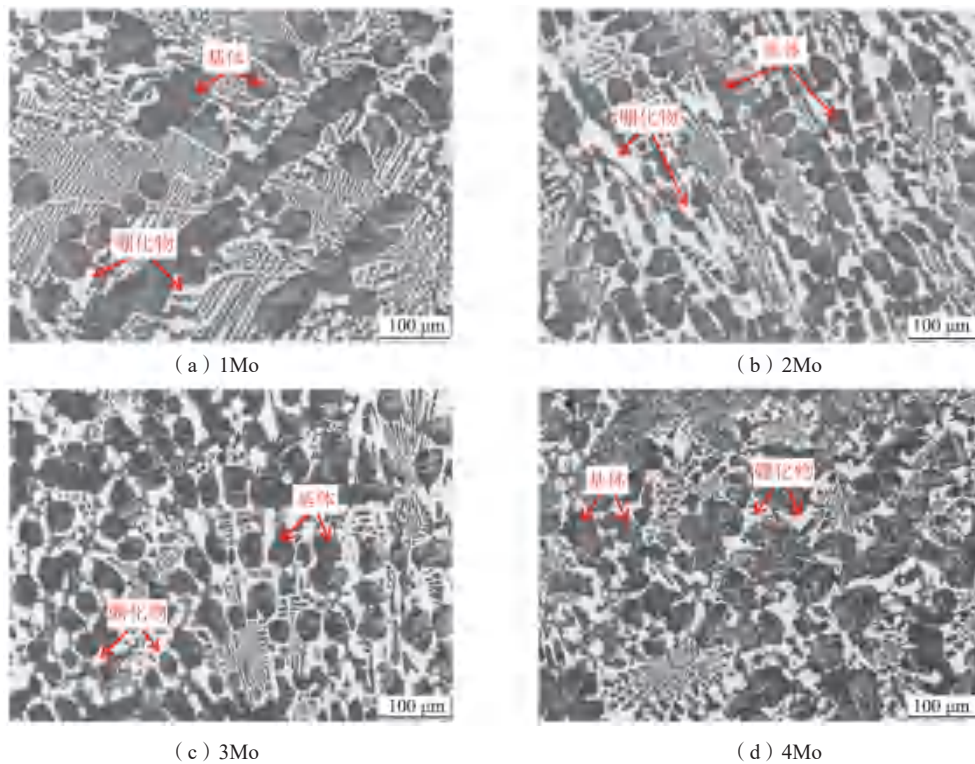


图3 不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金热处理组织的金相照片

Fig. 3 Metallographic photos of the heat-treated microstructures of Fe-2.0Cr-3.0B alloys with different Mo contents

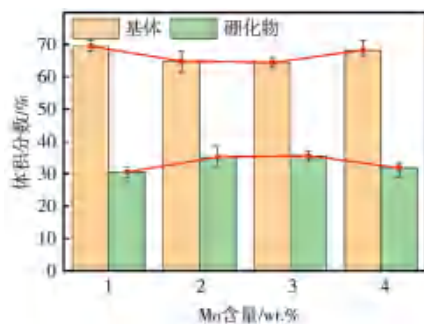


图4 不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金基体与硼化物的体积分数
Fig. 4 Volume fractions of matrix and boride in Fe-2.0Cr-3.0B alloys with different Mo contents

使Fe-2.0Cr-3.0B合金中形成微观叠层新型硼化物相,从而明显打破原硼化物的连续网状结构,有望实现铸造铁硼合金的韧化。

2.2 不同 Mo 含量 Fe-2.0Cr-3.0B 合金热处理后的物相分析

为了进一步分析合金试样中的物相组成,图6为热处理后的不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金的XRD图。从图中可知,热处理后试样主要由Fe基体、 $M_3(B,C)_2$ 、 M_2B 以及 $M_{23}(B,C)_6$ (M代表Mo、Fe、Cr)相组成^[15]。通过对比不同Mo含量的Fe-2.0Cr-3.0B的XRD谱图,可以发现,Fe基体、 $M_3(B,C)_2$ 相、 $M_{23}(B,C)_6$ 相的特征峰没有随着Mo元素含量的升高发生明显偏移。由布

拉格衍射公式可知,峰位由对应晶面族的晶面间距决定,这说明不同Mo含量的热处理合金中的Fe基体、 $M_3(B,C)_2$ 相、 $M_{23}(B,C)_6$ 相的晶面间距没有明显差距。

为了进一步揭示三种硼化物之间的差异,图7展示了3Mo试样中不同硼化物的EDS分析结果。如图所示,硼化物I中相对富Cr,而Mo元素则含量最少,由于Cr元素倾向于偏聚在 Fe_2B 晶粒进而提高硬度和韧性^[17],结合XRD图谱分析,认定硼化物I为 M_2B 。硼化物II中Mo元素含量相对升高,且存在C元素,因此硼化物II应为 $M_{23}(B,C)_6$ 相。硼化物III含有最高的Mo元素,质量分数达到58.00wt.%,故推测硼化物III为 $M_3(B,C)_2$ 相,这与前人研究结果一致^[18]。此外,由于Mo元素主要存在于硼化物II和III中,而硼化物I中仅含1.68wt.%,可见,Mo元素添加主要存在于硼化物硬质相中,硼化物I外。而EDS对B元素的检测并不准确,因此在此处忽略B元素的分析。

前期研究表明^[19], M_2B 是缓慢冷却情况下共晶转变 $L \rightarrow \gamma - Fe + M_2B$ 的产物,反应温度大致为1 150 °C, $M_3(B,C)_2$ 则是共晶转变 $L \rightarrow \gamma - Fe + M_3(B,C)_2$ 的产物,反应温度大致为1 120 °C。而随着Mo含量的增加,共晶转变生成 $M_3(B,C)_2$ 的温度升高^[19],从而接近生成 M_2B 的温度,使得 $\gamma - Fe$ 和 M_2B 还未完全析出时, $L \rightarrow \gamma - Fe + M_3(B,C)_2$ 的共晶反应已经开始发生,生成

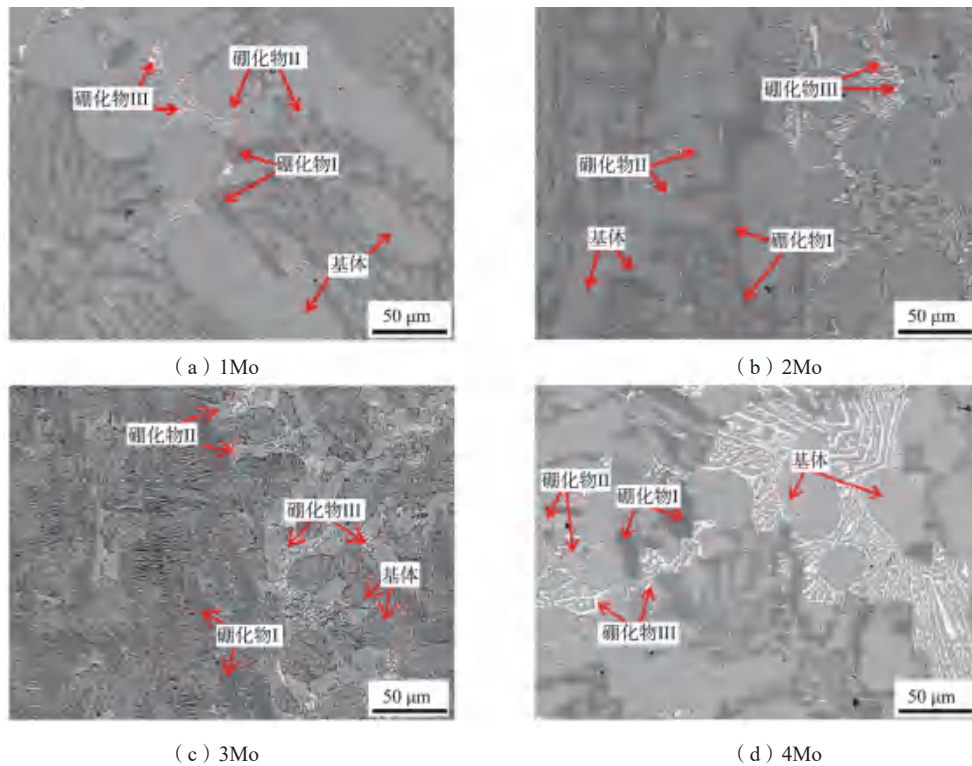
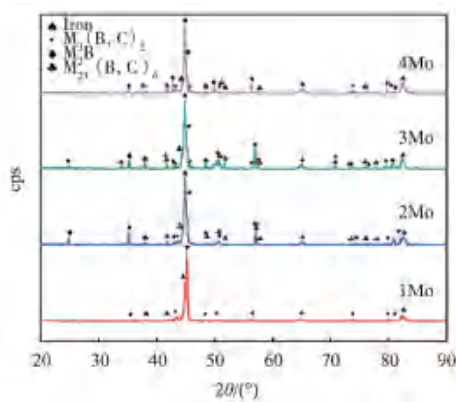


图5 不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金热处理组织的SEM照片

Fig. 5 SEM images of heat-treated microstructures of Fe-2.0Cr-3.0B alloys with different Mo contents

图6 热处理后不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金的XRD衍射图谱
Fig. 6 XRD diffraction patterns of Fe-2.0Cr-3.0B alloys with different Mo contents after heat treatment

的 $M_3(B, C)_2$ 相分布在共晶 M_2B 网状结构之间，能够有效细化组织并且打破了 M_2B 的连续网状结构。

2.3 不同 Mo 含量 Fe-2.0Cr-3.0B 合金热处理后的力学性能表征

硬度对材料最终的磨损性能有着至关重要的影响。因此，本研究测试了合金试样的宏观硬度（HRC）、硼化物的显微硬度（HV）和合金试样的断裂韧性（ $MPa \cdot m^{1/2}$ ），结果如表4所示。可以看出，随着Mo含量的增加，热处理后试样的宏观硬度和硼化物显微硬度均呈现先增加后减小的趋势，其中，2Mo

表4 合金试样的宏观硬度、断裂韧性及硼化物的显微硬度
Tab. 4 Macroscopic hardnesses, fracture toughnesses, and microhardnesses of borides of alloy specimens

试样	宏观硬度HRC	硼化物显微硬度HV	断裂韧性/ $(MPa \cdot m^{1/2})$
1Mo	53.88	1 326	21.47
2Mo	57.02	1 374	21.67
3Mo	54.98	1 231	22.17
4Mo	52.66	1 229	27.90

试样的宏观硬度最高（HRC57.02），硼化物显微硬度最高（HV1 374）。一般而言，较高的硬度有利于抵抗外部磨料的磨损，因此可推测2Mo试样将具有更佳的耐磨性。根据图4的统计结果，试样的宏观硬度和硼化物的显微硬度与硼化物的体积分数呈现出相同的变化趋势，表明合金试样的硬度取决于硼化物体积分数。该结果与Ren等^[20]第一性原理计算结果一致。此外，热处理后试样的断裂韧性随Mo含量的增加而提升，且当Mo含量大于3.0wt.%后，断裂韧性大幅度提升，其中，4Mo试样的断裂韧性最高，达到 $27.9 MPa \cdot m^{1/2}$ ，相比于1Mo试样提高了约30%，这是由于4Mo试样中富Mo相 $M_3(B, C)_2$ 体积分数激增，呈现微叠层状分布，打破了 M_2B 的连续网状结构，使裂纹沿 M_2B 扩展受到了阻碍，从而使材料的断裂韧性显著提高。

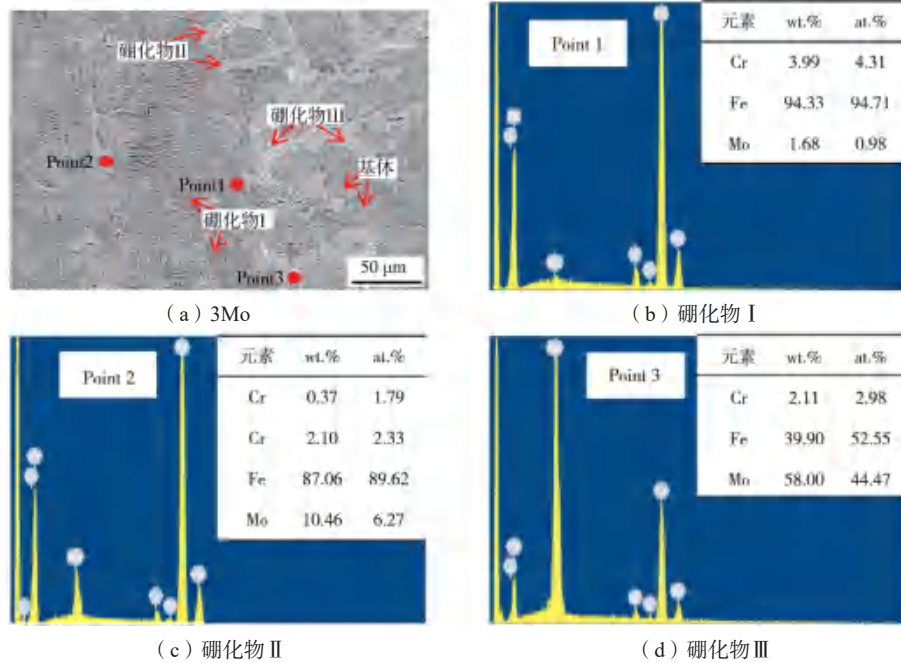


图7 热处理后3Mo试样的EDS点扫结果

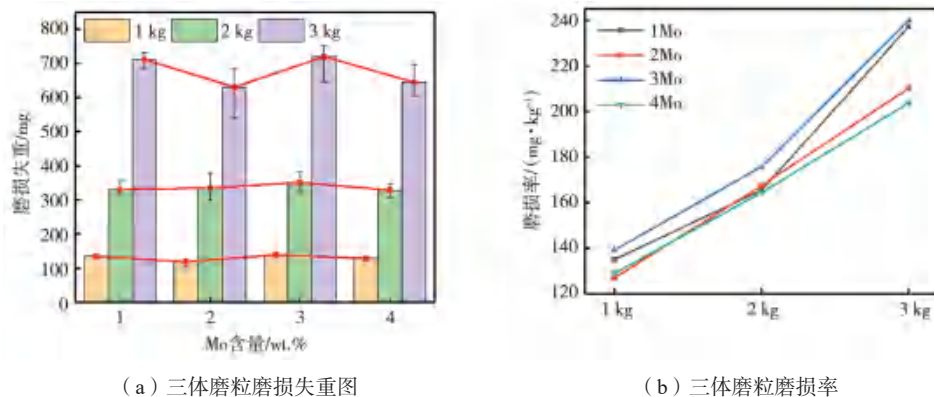
Fig. 7 EDS point scan results of 3Mo sample after heat treatment

2.4 不同 Mo 含量 Fe-2.0Cr-3.0B 合金热处理后的三体磨粒磨损性能

图8为不同Mo含量的Fe-2.0Cr-3.0B合金热处理后的三体磨粒磨损测试结果。从图8(a)可以看出,三体磨粒磨损失重随着载荷的增加而增大。同时,在相同载荷下,随着Mo含量的增加,三体磨粒磨损失重呈现先减小后增加再减小的趋势。其中,2Mo试样磨损失重最小,4Mo试样次之。2Mo试样由于硬度最高,能够最好的抵抗SiO₂切削作用,因此表现出来最好的三体磨粒磨损能力。4Mo试样虽然硬度不高,但其具有相对良好的韧性,微观组织中大量的微叠层富Mo相在M₂B边界聚集,打破了其连续网状结构,当SiO₂磨料碾压磨损表面使得硼化物产生裂纹时,裂纹不能够沿硼化物大面积扩展,因此也表现出了相对较好的三体磨粒磨损

性能。此外,在3 kg载荷下,1Mo与3Mo试样的磨损失重显著高于2Mo和4Mo试样。这主要是因为1Mo和3Mo试样硬度和断裂韧性相对较低,在高载荷下硼化物更易破碎脱落。脱落的硬质相颗粒会作为二次磨料,加剧磨损过程的切削和犁削作用,导致失重差距进一步拉大。从图8(b)可以看出,随着外加载荷的增加,三体磨粒磨损率呈现增大的趋势,这是由于SiO₂硬度低于硼化物,在磨损过程中会破碎,随着外加载荷的增加, SiO₂磨料会被碾压的更加细小,导致更严重的三体磨损质量损失。

为了进一步探究不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B热处理合金的三体磨粒磨损机制和表面演变规律,对三体磨粒磨损试验后的磨损表面形貌进行了SEM观察,结果如图9所示。图9展示了1Mo和2Mo试样在1 kg和3 kg外



(a) 三体磨粒磨损失重图

(b) 三体磨粒磨损率

图8 不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金热处理后的三体磨粒磨损测试结果

Fig. 8 Test results of three-body abrasive wear of Fe-2.0Cr-3.0B alloys with different Mo contents after heat treatment

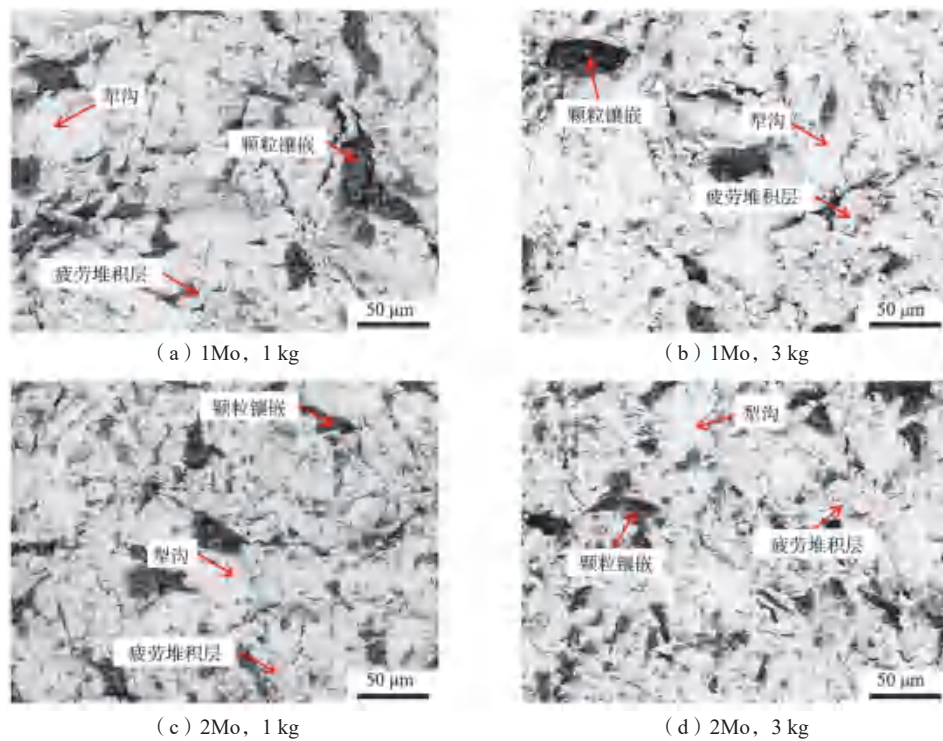


图9 三体磨粒磨损表面的SEM图

Fig. 9 SEM images of the three-body abrasive wear surfaces

加载荷下的磨损表面形貌。从图中可以看到，磨损表面主要存在三种典型特征：显微切削形成的犁沟、 SiO_2 颗粒的镶嵌以及磨料与磨损表面反复作用产生的疲劳堆积层，表明三体磨粒磨损过程中存在着复杂的磨损交互作用。随着外加载荷的增加，由磨损表面显微切削产生短程犁沟数量增加，沟痕加深，在这些短程犁沟的底部可以观察到硼化物的碎裂，表明 SiO_2 磨料不能有效切削硬质相，而是通过反复碾压、冲击造成硬

质相的破碎和脱落。此外，磨损表面中观察到大量嵌入的 SiO_2 颗粒，这是由于马氏体基体的硬度低于 SiO_2 磨料，导致破碎后的磨料在磨损过程中被压入基体所致。此外，相较于1Mo试样，2Mo试样犁沟数量明显较少，疲劳堆积层较多，镶嵌的颗粒较少且尺寸较小，这是由于2Mo试样的硬度显著高于1Mo试样。

为了进一步表征磨损表面的形貌，图10为不同Mo含量的Fe-2.0Cr-3.0B热处理合金试样在1 kg与3 kg载

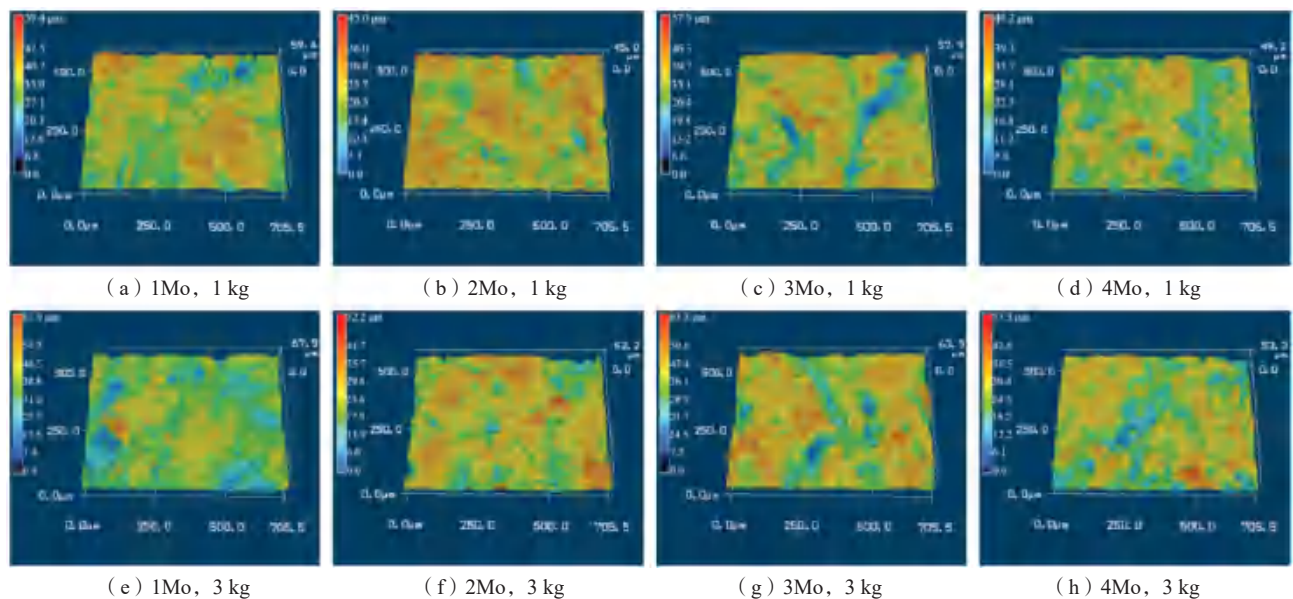


图10 三体磨粒磨损表面的三维形貌图

Fig. 10 Three-dimensional morphologies of the three-body abrasive wear surfaces

荷下的三体磨粒磨损表面三维激光显微照片。可以看出，三体磨粒磨损表面整体粗糙，呈现出显著的隆起和凹陷，分别对应疲劳堆积层、压痕和犁沟。随着Mo含量的增加，三体磨粒磨损表面高低起伏程度先减小后增加后略微减小，其中2Mo试样三体磨粒磨损表面起伏波动最为平缓，且凹陷区域的尺寸较小。此外，随着外加载荷的增加，磨损表面高低起伏程度显著增加。图11为三体磨粒磨损表面粗糙度的统计结果，可以看出，三体磨粒磨损表面粗糙度变化规律与三体磨粒磨损失重的变化规律一致，2Mo试样的磨损表面粗糙度最小，但总体相差不大，四种试样粗糙度数值均在4 μm左右。此外，随着外加载荷的增加，各试样表面粗糙度数值亦相差不大。

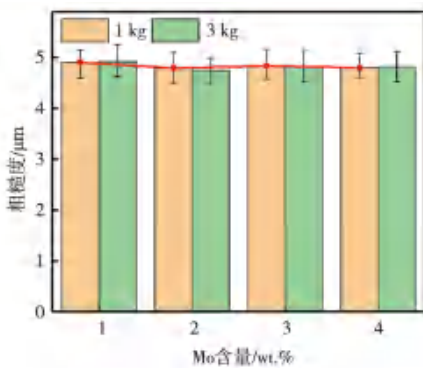


图11 三体磨粒磨损表面的粗糙度统计

Fig. 11 Roughness statistics of the three-body abrasive wear surfaces

为深入探究不同Mo含量Fe-2.0Cr-3.0B合金热处理后马氏体基体以及硼化物在三体磨粒磨损过程中的磨损情况，对试样直切面进行了SEM观察。图12为外加载荷1 kg时4组合金的三体磨粒磨损亚表层直切面SEM图片。从图12中可以看出，在磨损亚表层中马氏体基

体发生了严重的塑性变形，同时硼化物发生明显的开裂和破碎现象。随着Mo含量的增加，磨损亚表层中硼化物破碎的深度呈现先减小后增加再略微减小的趋势，与三体磨粒磨损失重规律一致。其中，2Mo试样和4Mo试样三体磨粒磨损亚表层中硼化物破碎和脱落现象较少，且硼化物断裂深度相对较浅（小于30 μm），说明其三体磨粒磨损性能较好。

从平行于磨损方向的直切面图中可以看出，磨损表面呈现高低起伏形貌，说明在1 kg载荷下，SiO₂磨料难以直接切削硼化物，而是在反复挤压和研磨作用下使硼化物断裂和破碎。对比图12(a)-(d)可发现，2Mo和3Mo试样表面起伏最为平缓。这归因于其较高的硼化物体积分数，增强了材料整体抵抗磨料微切削与犁削的能力。从垂直于磨损方向的直切面图中可以看出，磨损表面高低起伏的程度相对较轻，说明在1 kg载荷下，SiO₂磨料对合金磨损表面的切削作用较弱，磨损机制主要以疲劳剥落和破碎为主。

图13为外加载荷为3 kg时4组合金三体磨粒磨损平行磨损方向与垂直磨损方向的磨损亚表层直切面的SEM图片。对比图12可以发现，随着外加载荷的增加，三体磨粒磨损亚表层中硼化物碎裂的深度没有发生明显的变化，但是可以明显地观察到，随着外加载荷的增加，垂直于磨损方向三体磨粒磨损表面高低起伏更加剧烈，且SiO₂颗粒的压入深度增加。虽然磨损载荷提高，但脆性的SiO₂颗粒会发生严重的破碎现象，不会造成更深的硼化物开裂。

综上所述，结合对磨损表面以及磨损亚表层的分析，可以得出Fe-2.0Cr-3.0B合金在三体磨料条件下的磨损损伤机制主要为显微切削、脆性剥落和疲劳剥落。SiO₂磨料可以有效地压入和切削马氏体基体，形成犁沟

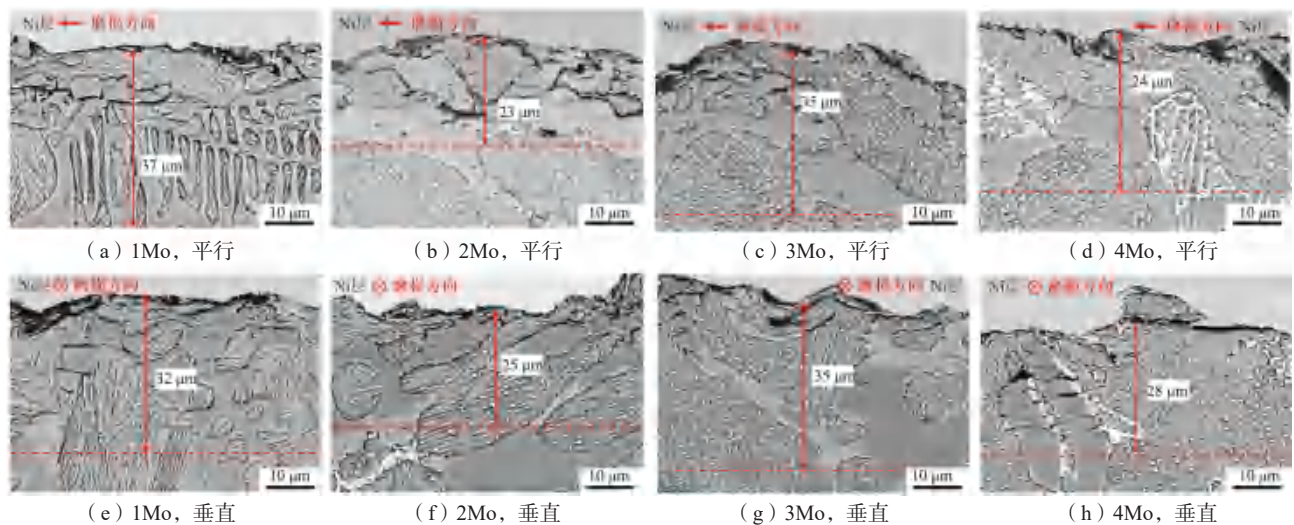


图12 三体磨粒磨损亚表层的SEM图 (1 kg)

Fig. 12 SEM images of the three-body abrasive wear subsurfaces (1 kg)

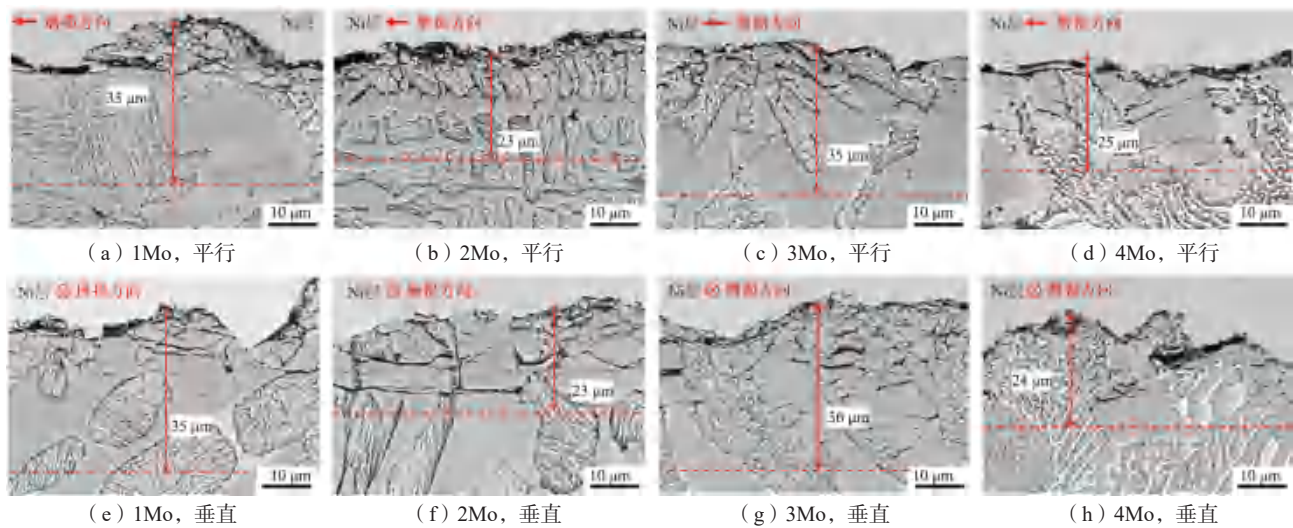


图13 三体磨粒磨损亚表层的SEM图 (3 kg)

Fig. 13 SEM images of the three-body abrasive wear subsurfaces (3 kg)

并导致材料流失；但在磨损过程中高硬度的硼化物可阻挡磨粒的压入和切削，但作用过程中易发生开裂和破碎，从而导致剥落损失；开裂的硼化物抵抗压入的能力有限，在动态磨粒连续碾压过程中与基体形成塑性变形层，最终疲劳剥落。然而，Mo元素添加后，合金中硼化物的形态由连续网状转变为孤立块状，在磨损过程中的连续开裂现象可有效避免，显著提高了其抗磨损性能。因此，对于抵抗SiO₂三体磨粒磨损，通过提高韧性和硬度均可实现Fe-2.0Cr-3.0B合金耐磨性的提升。

3 结论

(1) 热处理后的Fe-2.0Cr-3.0B合金主要由Fe基体、M₃(B,C)₂、M₂B以及M₂₃(B,C)₆相组成。Mo元素添加后主要存在于M₂₃(B,C)₆相和M₃(B,C)₂相

中，促使硼化物形态由连续网状向孤立块状转变。

(2) 随Mo含量的增加，Fe-2.0Cr-3.0B合金的硬度呈现先增加后降低的趋势，当Mo含量为2.0wt.%时，合金硬度最高(HRC57)；含Mo硼化物硬度提升及其体积分数变化是其硬度变化的主要原因。合金的断裂韧性随着Mo含量逐渐升高，Mo含量为4wt.%时断裂韧性最高，为27.9 MPa·m^{1/2}。

(3) Fe-2.0Cr-3.0B合金的三体磨粒磨损机制主要为显微切削、脆性剥落和疲劳剥落。随着Mo含量的增加，合金的三体磨粒磨损失重呈现先降低后升高再略降低的趋势。三体磨粒磨损失重由合金的硬度和韧性共同作用，2Mo试样与4Mo试样的三体磨粒磨损性能较为优异，磨损表面起伏较小，亚表层中硼化物的破碎与断裂现象较少。

参考文献:

- [1] 吴玉城, 王飞. 工程材料的失效形式分析[J]. 农家科技, 2011 (S2): 87.
- [2] 符寒光. 铸造金属耐磨材料研究的进展[J]. 中国铸造装备与技术, 2006 (6): 2-6.
- [3] LV Z, FU H G, XING J D, et al. Influence of boron contents on oxidation behavior and the diffusion mechanism of Fe-B based alloys at 1 073 K in air [J]. Corrosion Science: The Journal on Environmental Degradation of Materials and its Control, 2016, 108 (7): 185-193.
- [4] LV Z, FU H G, XING J D, et al. Isothermal and cyclic oxidation behavior of Fe-B based alloys at 927 K [J]. Oxidation of Metals, 2016, 86 (5-6): 1-15.
- [5] KULKA M, PERTEK A. The importance of carbon content beneath iron borides after boriding of chromium and nickel-based low-carbon steel [J]. Applied Surface Science, 2003, 214 (1-4): 161-171.
- [6] FU H G, LI Z H, JIANG Z Q, et al. Solidification structure in a cast B-bearing stainless steel [J]. Materials Letters, 2007, 61 (23-24): 4504-4507.
- [7] LI C M, SHEN B L, LI G J, et al. Effect of boronizing temperature and time on microstructure and abrasion wear resistance of Cr12Mn2V2 high chromium cast iron [J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202 (24): 5882-5886.
- [8] 蒋志强, 左太国, 符寒光. 高硼抗磨不锈钢的研究和应用[J]. 润滑与密封, 2007, 32 (6): 99-102.
- [9] FU H G, MA S Q, HOU J Q, et al. Microstructure and properties of cast B-bearing high speed steel [J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2013, 22: 1194-1200.
- [10] MA S Q, XING J D, GUO S Q, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of the aluminum-alloyed Fe-

- 1.50wt.%B-0.40wt.%C high-speed steel [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2017, 199: 356–369.
- [11] MA S Q, PAN W J, XING J D, et al. Microstructure and hardening behavior of Al-modified Fe-1.5wt.%B-0.4wt.%C high-speed steel during heat treatment [J]. *Materials Characterization*, 2017, 132: 1–9.
- [12] JIAN Y X, HUANG Z F, XING J D, et al. Effect of improving Fe₂B toughness by chromium addition on the two-body abrasive wear behavior of Fe-3.0 wt.% B cast alloy [J]. *Tribology International*, 2016, 101: 331–339.
- [13] JIAN Y X, NING H Y, HUANG Z F, et al. Three-body abrasive wear behaviors and mechanism analysis of Fe-B-C cast alloys with various Mn contents [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 14, 1301–1311.
- [14] JIAN Y X, HUANG Z F, XING J D, et al. Effect of improving Fe₂B toughness by chromium addition on the two-body abrasive wear behavior of Fe-3.0wt% B cast alloy [J]. *Tribology International*, 2016, 101: 331–339.
- [15] JIAN Y X, PENG W J, NING H Y, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Fe-Cr-B alloys with varying Mo additions [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 32: 1–12.
- [16] JIAN Y X, HUANG Z F, XING J D, et al. Investigations on the mechanical properties and three-body wear behavior of pure Fe₂B intermetallic with different chromium additions [J]. *Wear*, 2019, 418–419: 273–280.
- [17] JIAN Y X, HUANG Z F, XING J D, et al. Investigation on two-body abrasive wear behavior and mechanism of Fe-3.0 wt% B cast alloy with different chromium content [J]. *Wear*, 2016, 362–363: 68–77.
- [18] UTKIN S V, BONDAR A A, KUBLII V Z, et al. Solidus surface of the Mo-Fe-B system [J]. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2020, 59 (6) : 89–105.
- [19] LEITHE J A, KLESNAR H, ROGL P, et al. Reinvestigation of isothermal sections in M (M=Mo, W) -Fe-B ternary systems at 1 323 K [J]. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*, 2000, 64 (2) : 154–162.
- [20] REN X Y, HAN L H, FU H G, et al. Research on properties of borocarbide in high boron multi-component alloy with different Mo concentrations [J]. *Materials*, 2021, 14: 3709.