

重型柴油机缸体用蠕墨铸铁边界磨损行为研究

陈波¹, 周杰², 周亮³, 郑宝超⁴

(1. 吉林机电工程学校, 吉林省吉林市 132101;

2. 上海交通职业技术学院 港航工程学院, 上海 201900;

3. 昌江万邦检测服务有限公司, 海南昌江黎族自治县 572700;

4. 暨南大学, 化学与材料学院, 广东 广州 510632)

摘要: 通过添加不同Fe-Si-Mg蠕化剂, 制备出蠕化率分别为10%、53%和100%的蠕墨铸铁。利用Rtec-MFT5000型磨损试验机模拟活塞环组与缸体间的边界摩擦磨损行为。结果表明: 蠕化剂添加量为0.102wt.%时, 可获得蠕化率100%的蠕墨铸铁, 其磨损率为 $0.138 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。随蠕化率升高, 材料耐磨性下降约40.8%。磨损过程中脱落的石墨颗粒改变了边界层与铸铁间的润湿性, 接触角从 23.713° 降低至 13.870° , 降幅约41.5%, 从而削弱了边界层的减摩作用。磨损机制以显微切削为主, 疲劳剥落为辅; 随着蠕化率增加, 犁沟加深, 表面粗糙度降低3.6%。

关键词: 蠕墨铸铁; 边界磨损; 蠕化率; 润湿角

中图分类号: TG143.49 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 01-0014-08

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0003

作者简介:

陈波(1973-), 女, 本科, 正高级讲师, 研究方向为发动机缸体摩擦学性能研究。E-mail: 2426905756@qq.com

基金项目:

西安交通大学陆文华方直铸造基金(LWHSFT24002)。

收稿日期:

2025-10-09 收到初稿,
2025-11-06 收到修订稿。

引用格式:

陈波, 周杰, 周亮, 等. 重型柴油机缸体用蠕墨铸铁边界磨损行为研究[J]. 铸造, 2026, 75(1): 14-21.

CHEN Bo, ZHOU Jie, ZHOU Liang, et al. Investigation of boundary wear damage behaviors of vermicular graphite cast iron applied for heavy-duty diesel engine cylinder block[J]. Foundry, 2026, 75(1): 14-21.

目前重型汽车柴油机缸体/盖用材以蠕墨铸铁为主, 蠕墨铸铁介于传统灰铸铁和球墨铸铁之间, 兼具良好的铸造性能和高强度、韧性^[1-5]。蠕墨铸铁在抗拉强度、弹性模量、疲劳寿命和导热性能上均显著优于灰铸铁, 且保持良好的铸造流动性和切削加工性^[6-7]。近年来, 随着国内外对重型高功率发动机缸体、缸盖的研究与批量生产技术不断深化, 蠕墨铸铁已成为发动机轻量化、耐久性提升的重要选择^[8-9]。其国内外主要发动机市场均有广泛的应用, 如国外重型柴油发动机(如奔驰, 沃尔沃和卡特比勒等), 商用轻型柴油发动机(如大众V6/V8和福特等), 以及高功率汽油发动机(福特F-50和EcoBoost等)均有存在广泛的应用^[10]; 国内主要车企, 例如江铃重型、山西新科和潍柴等主要发动机生产厂商等^[11-13]。采用蠕墨铸铁的发动机缸体重量可下降10%~20%, 缸体壁厚可从传统4~5 mm缩至3~3.5 mm, 且在350~450 °C高温冲击和热循环下, 缸体/盖材整体抗拉强度仍保持 $\geq 350 \text{ MPa}$, 其高温耐久性显著提高^[14]; 蠕墨铸铁组织由典型的三维石墨和金属基体(铁素体和珠光体)复合结构组成, 使其热导率 $\geq 30 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$, 该结构促进发动机快速散热, 同时有利于降低机体局部过热的现象^[15]。

此外, 柴油发动机用缸体服役工况十分严苛, 且承受多因素耦合式损伤, 导致服役材料失效, 极大地降低了发动机的使用寿命^[16]。其主要损伤包括: ①燃烧室高压冲击和热循环, 导致的热损伤和疲劳损伤^[17]; ②高温氧环境下发动机缸体的氧化腐蚀损伤^[18]; ③活塞环组与缸体或缸套间产生往复摩擦磨损损伤。这些多因素损伤交互作用, 严重地降低了发动机的使役寿命, 频繁的更换与修复也降低设备的使用效率。其中发动机缸体的摩擦磨损体系由往复运动活塞环组与缸套之间相对运动形成, 而缸体/套摩擦副间存在机油膜, 机油膜起到导热, 润滑与密封的作用, 这是典型的边界磨损体系^[19]。另外, 目前重型柴油机实现缸体-套的一体化设计, 可直接铸造整体缸体, 省去套筒加工, 但同时存在缸体材料与活塞环组间产生的直接摩

擦,这对缸体的磨损提出了新的要求^[20]。

前期缸体/盖材料以灰铸铁为主,但由于灰铸铁中石墨呈层片状结构,承载过程中对基体有割裂作用,导致其强度较低,难以适应高功率柴油发动机的发展需求;随后球墨铸铁材料也成为其重要的研究方向,由于球墨铸铁中均匀分布的球状石墨相,相对于灰铸铁球墨铸铁具有高的强度,满足缸体/盖材的力学性能要求,但球墨铸铁的导热性能相对于灰铸铁较差,不利于发动机热循环过程中热量的扩散^[21]。而蠕墨铸铁材料中石墨三维空间贯通式分布在金属基体中的结构有利于热量的快速扩散,减少热应力的产生^[22]。典型的蠕墨铸铁RuT400、RuT450等,其制备是通过在熔炼过程中添加不同蠕化剂(Fe-Si-Mg),促使石墨相呈现蠕虫状形态析出,蠕化剂的添加量可以控制石墨形态和数量分布^[23]。

本研究通过熔炼过程中添加不同含量Fe-Si-Mg蠕化剂,制备出3种不同蠕化率的蠕墨铸铁。模拟真实的活塞环组与缸体材料间的磨损环境,研究不同蠕化率下缸体材料的磨损损伤行为,探究石墨形态对蠕墨铸铁耐磨性的影响,实现蠕墨铸铁组相形态调控对其磨损性能间的匹配设计。

1 试样制备与表征

蠕墨铸铁在中频感应熔炼炉内采用酸性炉衬进行熔炼。主要原料为生铁、废钢、硅铁和锰铁,按熔点从高至低的顺序投料。随后向金属液中加入不同Fe-Si-Mg稀土蠕化剂进行蠕化处理,制得三种不同蠕化率的蠕墨铸铁,分别标记为R1、R2和R3,其成分见表1。

表1 蠕墨铸铁试样化学成分
Tab. 1 Chemical composition of the vermicular graphite cast iron

样品	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Fe-Si-Mg	Fe
R1	3.81	2.01	0.35	0.005	0.02	0.35	0.21	0.061	余量
R2	3.72	2.11	0.31	0.005	0.02	0.37	0.21	0.090	余量
R3	3.80	2.21	0.35	0.005	0.02	0.40	0.20	0.102	余量

2 试验结果与分析

2.1 蠕墨铸铁的组织及其力学性能

图2(a)至(c)分别展示了R1、R2和R3蠕墨铸铁试样的显微组织形貌。显微结构分析表明,各试样主要由金属基体相和石墨相两相构成。在图2(a)所对应的R1试样中,石墨相呈现球状与蠕虫状共存的混合形态。球状石墨的直径约为5~10 μm,其体积分数显著高于蠕虫状石墨,该试样的蠕化率测定值

金属液在(1450±10)℃保温30 min后浇注成Y型试块(ASTM A781/A781M-95)^[24],冒口使用珍珠岩保温剂覆盖。落砂后对Y型试块进行去应力回火,回火温度350℃,保温30 min。

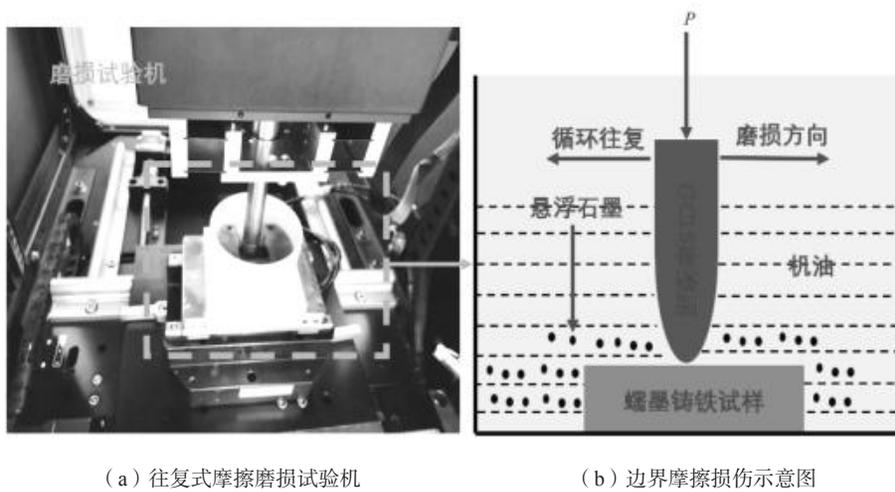
采用电火花线切割制备10 mm×10 mm×10 mm试样,去除氧化皮后依次使用Al₂O₃砂纸打磨至1 200目,抛光后超声清洗10 min。使用4 vol.%硝酸酒精溶液腐蚀抛光表面。采用Ultimal型原位X射线衍射仪(XRD)进行物相分析,扫描步长10(°)·min⁻¹。采用Phenom XL型扫描电镜(SEM)观察金相组织。采用HB-3000B型布氏硬度计测定宏观硬度,试验载荷187.5 kg,保载10 s,各试样测5点取平均值。蠕化率按ISO 16112:2017标准进行评定^[25],具体计算公式如式(1)所示:

$$\text{蠕化率} = \frac{\sum A_{\text{蠕虫状石墨}} + 0.5 \sum A_{\text{团状、团絮状石墨}}}{\sum A_{\text{每个石墨}}} \times 100\% \quad (1)$$

式中: $A_{\text{蠕虫状石墨}}$ 为蠕虫状石墨颗粒的面积; $A_{\text{团状、团絮状石墨}}$ 为团状、团絮状石墨颗粒的面积; $A_{\text{每个石墨}}$ 为每个石墨颗粒(最大中心长度≥10 μm)的面积。

在3个铸锭的相同位置切取10 mm×10 mm×5 mm磨损试样,经抛光处理使表面粗糙度一致。采用Rtec-MFT5000型多功能摩擦磨损试验机模拟活塞环-缸体间的边界磨损条件,评估三种试样的磨损性能。试验机结构及工作原理如图1所示。磨损参数设定为:频率8 Hz,时间1 h,载荷30 N;边界润滑介质为壳牌R4机油,其中添加0.5wt.%石墨以模拟发动机积碳环境,对磨副为Φ5 mm的GCr15钢球。采用3D激光显微镜表征磨损表面形貌,量化犁沟长宽,以及表面粗糙度等。

为(10±0.5)%。随着蠕化剂添加量的递增,石墨形态分布发生显著变化:球状石墨的体积分数逐渐降低,而蠕虫状石墨的比例相应上升。同时,残留球状石墨的尺寸也有所减小,直径范围约为3~1 μm,且分布均匀性提高。R2和R3试样的蠕化率分别增至(53±0.5)%与(99.5±0.5)%。这一规律充分说明,Fe-Si-Mg蠕化剂的加入能够有效调控铸铁中石墨的形态演变。当蠕化剂质量分数超过0.102%时,可获得石墨几乎全部为蠕虫状的完全蠕墨铸铁组织,其中R3试样

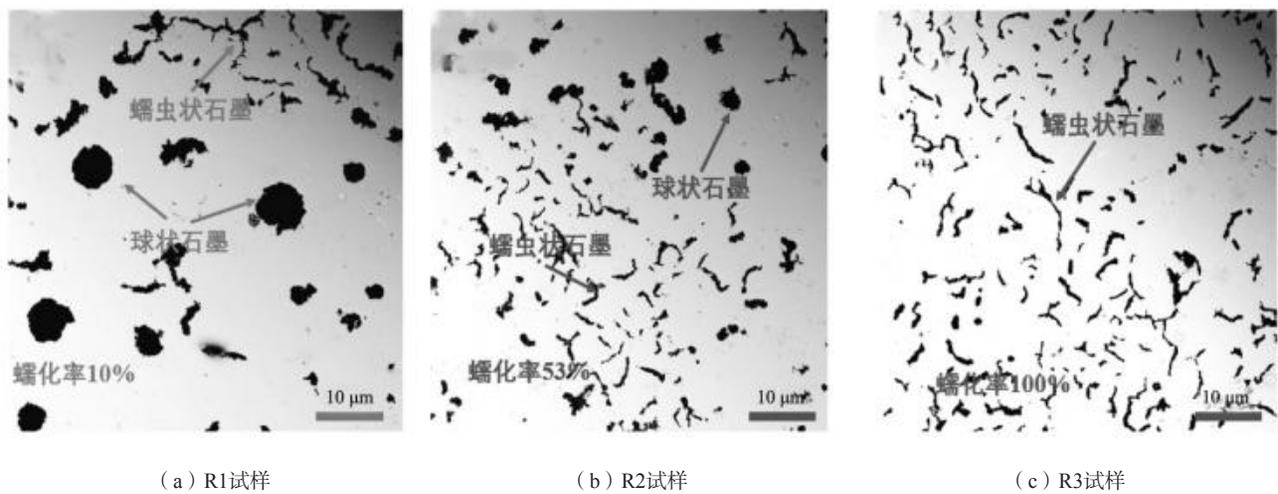


(a) 往复式摩擦磨损试验机

(b) 边界摩擦损伤示意图

图1 边界磨损试验机及其工作原理示意图

Fig. 1 Schematic of the boundary wear tester



(a) R1试样

(b) R2试样

(c) R3试样

图2 蠕墨铸铁组织形貌图

Fig. 2 Microstructure morphology diagrams of the VGIs

中的蠕虫状石墨比例高于R2试样。

为深入探究其微观相组成，对三种试样进行了X射线衍射(XRD)物相分析，结果如图3所示。通过衍射图谱确认，R1、R2及R3试样均主要由铁素体基体和石墨相组成，未检测到渗碳体或其他金属间化合物的衍射峰，表明三种材料的相组成均为典型的铁素体+石墨的二元体系。XRD分析结果与图2中的金相观察结果相互印证：显微组织中明亮的白色区域对应于铁素体相。此外，在所有试样的扫描电镜(SEM)图像中均未观察到层片状珠光体结构，进一步验证了基体组织的单一性。综上所述，通过调整蠕化剂含量可有效调控石墨形态与分布，从而获得不同蠕化率的蠕墨铸铁，而其基体组织保持一致，均为铁素体基体上分布着不同形态的石墨相。

如图4所示，对三种不同蠕化率的蠕墨铸铁进行布氏硬度测试结果表明，蠕化率为10%的R1试样HBW硬

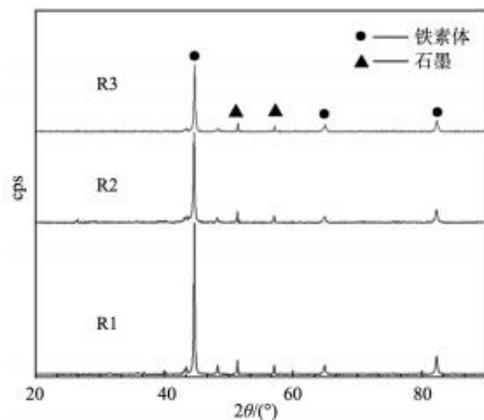


图3 蠕墨铸铁的XRD衍射图谱

Fig. 3 XRD patterns of the VGIs

度最高，达HBW 235。随着蠕化率升高，R2和R3试样的HBW硬度逐渐下降，分别为HBW 201和HBW 192，整体降幅约为18%，但趋势较为平缓。硬度变化与石

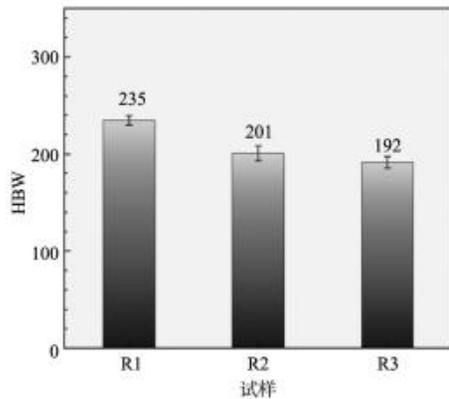


图4 蠕墨铸铁布氏硬度

Fig. 4 Brinell hardnesses of the VGIs

墨形态密切相关,蠕化率较低时,材料中球状石墨含量较高,其完整球形结构可有效约束基体变形,对铁素体基体具有显著强化作用;而蠕虫状石墨形态不规则,易引起应力集中,强化效果较弱,因此,随着蠕化率提高、球墨比例下降,硬度逐渐降低。尽管从图2(b)可见,随蠕化率提高,残余球状石墨尺寸减小、分布趋于均匀,但硬度并未相应提升。这是由于蠕化剂的加入影响了石墨的形态完整性,导致球状石墨圆整度下降,削弱了其固有强化作用,从而在一定程度上抵消了细化和均匀分布的潜在增益效果。综上所述,蠕墨铸铁的硬度变化主要受石墨形态控制,球状石墨的强化贡献显著优于蠕虫状石墨。

2.2 蠕墨铸铁边界磨损性能分析

图5为三种蠕墨铸铁在边界磨损条件下的磨损率统计结果。R1、R2和R3试样的磨损率分别为 $0.098 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 、 $0.129 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 和 $0.138 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。结果表明,随着蠕化率从R1增至R3,材料耐磨性下降约40.8%,其中R1试样耐磨性最佳,R3最低。根据硬度与耐磨性之间的正相关

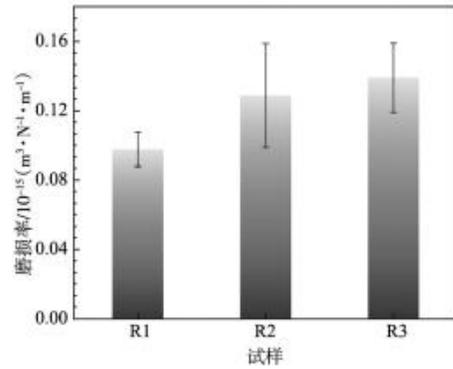


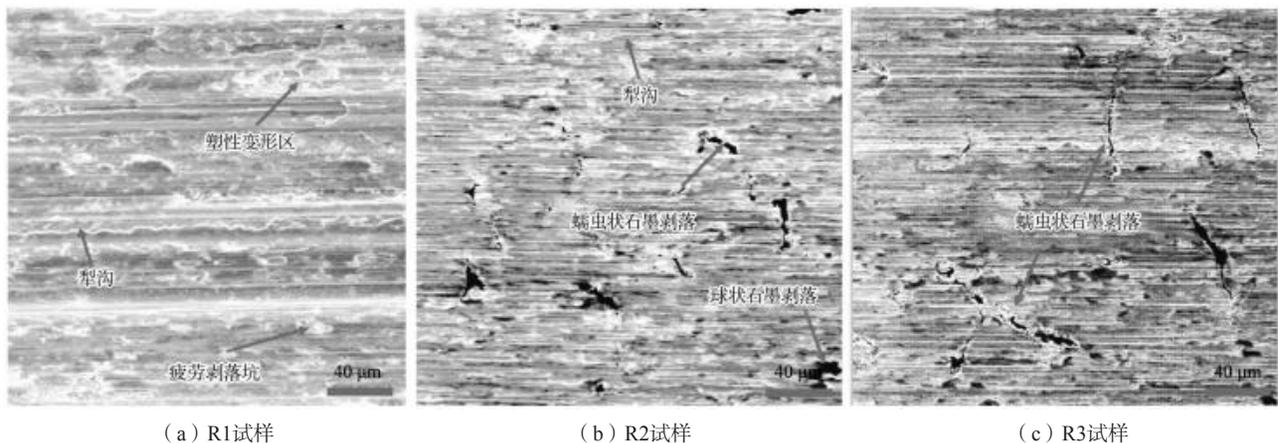
图5 不同蠕化率蠕墨铸铁的磨损率

Fig. 5 Wear rates of the VGIs with different vermicularities

关系^[26],材料硬度越高,其耐磨性通常越好,该趋势与图4中硬度测试结果一致。R1试样硬度最高,其耐磨性也最优。耐磨性下降主要归因于石墨形态演变,随着蠕化率提高,球状石墨比例下降,蠕虫状石墨比例上升,削弱了基体承载能力,导致耐磨性降低。

图6(a)-(c)展示了不同蠕化率R1、R2和R3试样的磨损形貌。可见三种材料的磨损表面均存在平行犁沟和明显塑性变形区,这是由于GCr15摩擦副在微切削作用下造成的表面损伤。同时,磨损面出现大量疲劳剥落坑,源于铁素体基体在循环载荷作用下发生疲劳损伤,导致局部材料剥落。随蠕化率提高,R2和R3试样表面出现更多蠕虫状石墨剥落坑,且R3中剥落坑长度大于R2。图7中纳米压痕载荷-位移曲线表明,石墨相强度远低于铁素体基体,因此在磨损过程中凸出于基体的石墨更易剥落,形成沿石墨形态的剥落坑。这些剥落缺陷加剧材料迁移,导致耐磨性随蠕化率增加而下降。

为研究石墨形貌对基体的割裂作用,将蠕化率53%的R2试样置于4 vol.%硝酸酒精溶液中静态腐蚀24 h,以显露石墨的三维空间形貌,如图8所示。观察



(a) R1试样

(b) R2试样

(c) R3试样

图6 不同蠕化率蠕墨铸铁的磨损形貌

Fig. 6 Wear morphologies of the VGIs with different vermicularities

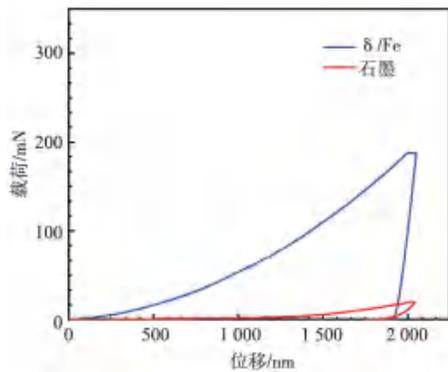
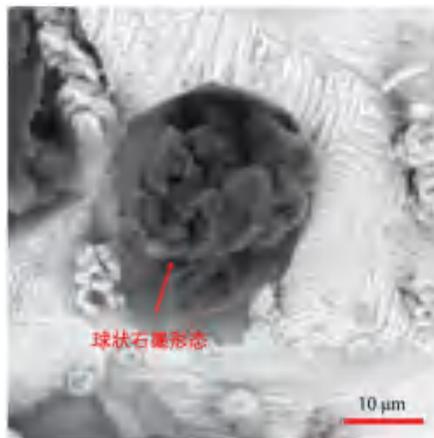
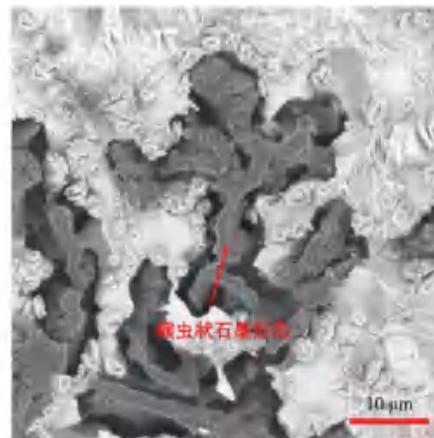


图7 铁素体基体与石墨相的纳米压痕的载荷-位移曲线
Fig. 7 Load-displacement curves from nanoindentation of the ferritic matrix and graphite phase



(a) 球状石墨



(b) 蠕虫状石墨

图8 深腐蚀蠕墨铸铁石墨三维形态

Fig. 8 Three-dimensional morphologies of the VGIs etched deeply

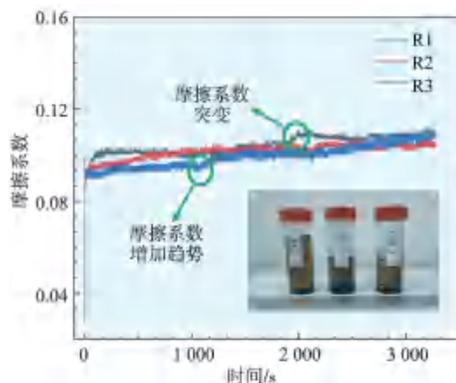


图9 不同蠕化率蠕墨铸铁的摩擦系数曲线
Fig. 9 Friction coefficient curves of the VGIs with different vermicularities

右，波动幅度较小，整体呈缓慢上升趋势。该现象可归因于液体润滑剂的减摩性能优于固体润滑剂。当固体石墨颗粒进入油膜中，将干扰边界层的润滑状态，提高油膜粘度及粘附效应，从而削弱整体润滑效果。随着磨损进行，脱落的金属颗粒和石墨不断进入边界

发现，蠕虫状石墨在三维空间中呈连续网格状结构，而非简单的二维蠕虫形态。该结构有利于导热，但同时也为裂纹扩展提供了通道。相较于孤立的球状石墨，高蠕化率铸铁在磨损过程中更易因石墨-基体界面剥离而形成剥落坑，导致耐磨性下降。

通过在润滑剂中添加石墨颗粒来模拟真实发动机磨损工况，本研究在润滑机油中添加0.5 wt.%固体石墨颗粒，以模拟石墨自磨损界面脱落后进入润滑系统的实际环境。0.5wt.%含量的石墨颗粒可在油液中形成稳定悬浮，从而实现固-液复合润滑条件。如图9所示，系统考察了两种润滑条件下蠕墨铸铁的摩擦系数演变行为。结果表明，三种材料的摩擦系数均维持在0.1左

层，进一步促使摩擦系数上升。通过对比三种材料，R2试样的摩擦系数曲线最为平稳。R1试样因耐磨性较高，初期进入边界层的颗粒物较少，摩擦系数较低；随时间延长（至2 000 s后），磨损加剧导致颗粒增多，摩擦系数逐步上升并最终趋于稳定。R3试样在磨损初期即发生较快速度的蠕虫状石墨剥落，大量颗粒在较短时间内（约1 000 s）进入润滑界面，导致油膜遭到破坏，摩擦系数出现陡增，表明磨损进程显著加速。综上，石墨作为固体润滑剂在参与润滑过程中具有双重影响：适量石墨可增强润滑，但过量石墨颗粒将破坏油膜完整性，加剧摩擦与磨损。

为探究固体润滑剂对液体润滑剂性能的影响，本研究分析了三种润滑条件下机油与蠕墨铸铁的润湿行为（图10）。结果表明，随润滑剂中石墨含量增加，接触角由23.713°依次降至14.207°和13.870°，降幅达41.5%，说明润滑剂对铸铁表面的润湿性显著提高。这是由于石墨颗粒增强了边界层在材料表面的吸附能力，增大了粘着效应，导致机油内摩擦阻力上升，降

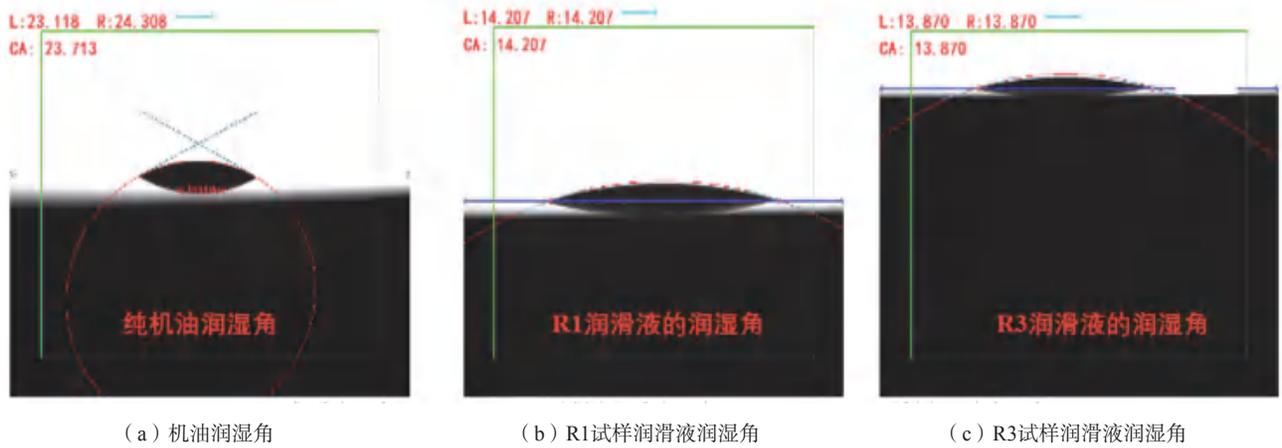


图10 不同石墨含量的机油与蠕墨铸铁间的润湿关系

Fig. 10 Wetting relationships between the engine oils with different graphite concentrations and the VGIs

低了润滑剂的减摩性能。该结果与图9中摩擦系数随磨损时间逐渐升高的变化规律相一致，进一步验证了石墨含量对润滑性能的负面影响。

为探究三种不同蠕化率蠕墨铸铁的磨损机制，利用3D激光显微镜对其磨损表面三维形貌进行表征，结果如图11所示。通过截取磨损沟槽中间区域，图11(a)中红色虚线所示，获得R1、R2和R3试样的边界磨损形貌(图11)。进一步对犁沟的深宽比进行量化分析(图12)，发现在30 N载荷下，R1试样的犁沟宽度最大(0.96 μm)，深度最浅(约0.01 μm)，与其优良的耐磨性能相符。随蠕化率增加，R2和R3试样的犁沟深度均增至约0.03 μm。值得注意的是，R3试样的犁沟中存在深度约0.03 μm的剥落坑，与其犁沟深度相当。该现象与蠕虫状石墨在三维空间中的连续贯通形

态有关：磨损过程中石墨相剥落并沿石墨-基体界面扩展，进而形成微观裂纹，对铁素体基体产生显著割裂作用，加剧材料损失。

R1、R2和R3试样的磨损面粗糙度分别为4.124 μm、3.978 μm和3.974 μm，如图13所示。R1试样蠕化率低，其磨损表面不同区域由于显微组织差异导致硬度分布不均：球状石墨区域硬度较高，抗微切削能力较强，磨损后较为突出；而蠕虫状石墨区域磨损较为严重，形成较多切削痕迹。这种不均匀磨损机制使R1表面起伏显著，粗糙度较高。随着蠕化率提高，R2和R3试样的磨损趋于均匀，石墨相形态一致使各处剥落概率相近，因此表面粗糙度降低。三种材料整体粗糙度随蠕化率增加下降约3.6%。

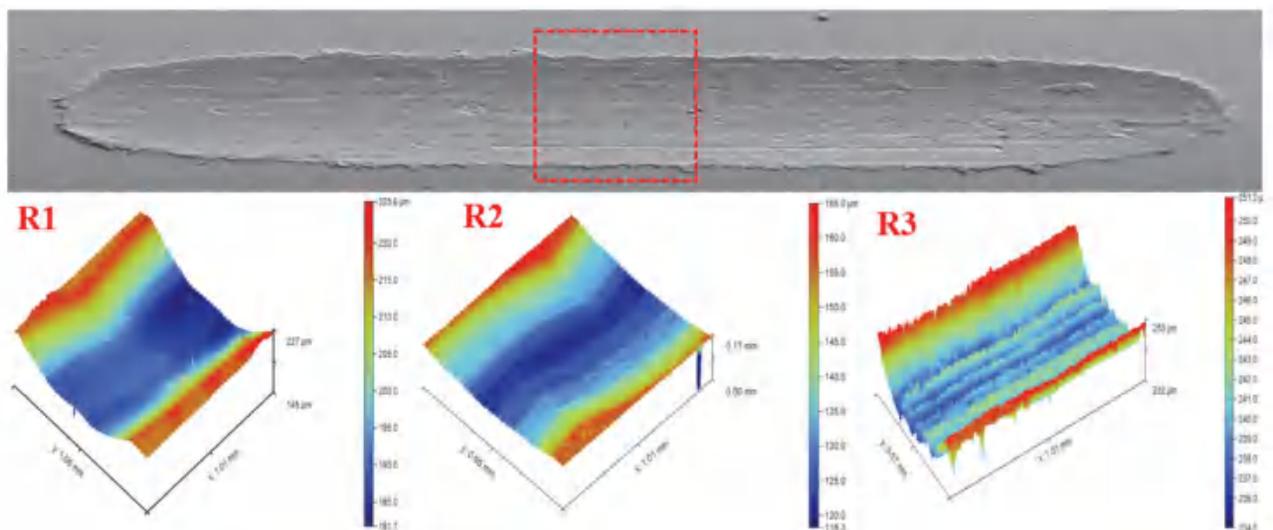


图11 往复磨损犁沟形貌图及蠕墨铸铁试样磨损面3D形貌

Fig. 11 Morphology diagrams of reciprocating wear furrows and 3D morphologies of the worn surface on the VGI specimens

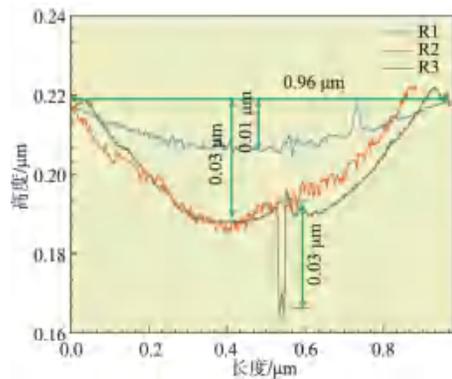


图12 蠕墨铸铁犁沟尺寸对比图

Fig. 12 Size comparison of the ploughing grooves in VGIs

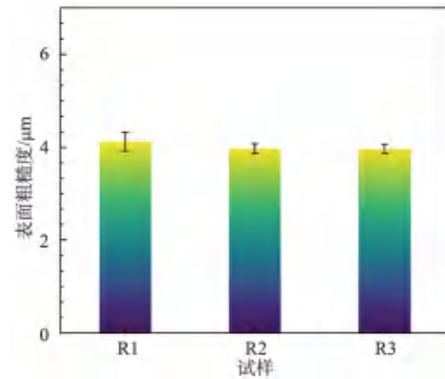


图13 不同蠕化率的蠕墨铸铁磨损表面粗糙度

Fig. 13 Surface roughnesses of the worn VGIs with different vermicularities

3 结论

(1) 当蠕化剂Fe-Si-Mg的质量分数达到0.102%时,可获得蠕化率100%的蠕墨铸铁试样,试样的微观结构由 δ -Fe基体与三维连续贯通的石墨相组成。

(2) 边界磨损体系下,随着蠕化率的增加,蠕墨铸铁的耐磨性呈现下降趋势,球状石墨相对耐磨性起到促进作用,R1的耐磨性为 $0.098 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$,相较于R3的耐磨性 $0.138 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 下降约为40.8%。

(3) 边界磨损导致剥落的石墨颗粒进入边界润滑层中,降低了边界层对蠕墨铸铁的润湿角。R3试样的润湿角 13.870° 相对于纯液体润滑剂的润湿角 23.713° 下降41.5%,石墨的添加增加边界层的粘度和边界层的内摩擦力,降低了液体润滑剂的减摩作用。

(4) 蠕墨铸铁的磨损机制以显微切削为主,疲劳剥落为辅,随着蠕化率增加,犁沟深度不断增加,表面粗糙度降低3.6%。

参考文献:

- [1] WANG G, LIU Z, LI Y, et al. Different thermal fatigue behaviors between gray cast iron and vermicular graphite cast iron [J]. China Foundry, 2022, 19 (3): 245-252.
- [2] LIN Y, HE S, LAI D, et al. Wear mechanism and tool life prediction of high-strength vermicular graphite cast iron tools for high-efficiency cutting [J]. Wear, 2020, 454: 203319.
- [3] OLAWALE J O, IBITOYE S A, OLUWASEGUN K M. Processing techniques and productions of ductile iron: a review [J]. International Journal of Scientific & Engineering Research, 2016, 7 (9): 397-423.
- [4] UZUN G. Analysis of grey relational method of the effects on machinability performance on austempered vermicular graphite cast irons [J]. Measurement, 2019, 142: 122-130.
- [5] FIRICAN C, RIPOSAN I. Graphite phase characteristics in compacted/vermicular graphite cast iron inoculated in the mould [J]. Advanced Materials Research, 2015, 1128: 72-79.
- [6] 张伯明. 蠕墨铸铁的最新发展 [J]. 铸造, 2004, 53 (5): 341-344.
- [7] FRAGASSA C, RADOVIC N, PAVLOVIC A, et al. Comparison of mechanical properties in compacted and spheroidal graphite irons [J]. Tribology in Industry, 2016, 38 (1): 49-59.
- [8] 史蒂夫, 道森. 蠕墨铸铁——现代柴油发动机缸体和缸盖的材料 [J]. 铸造技术, 2009, 30 (4): 455-460.
- [9] LUO X, ANDRIOLLO T, BAXEVANAKIS K P, et al. Microstructural effect on fracture evolution in spheroidal graphite iron: numerical analysis [J]. Engineering Failure Analysis, 2025, 174: 109459.
- [10] 万仁芳. 从汽车行业的发展看蠕墨铸铁的应用前景 [J]. 现代铸铁, 1999 (4): 5-9.
- [11] 李炳华, 杜欣. 蠕墨铸铁在柴油机部件上的应用 [J]. 国外机车车辆工艺, 2004 (2): 1-6.
- [12] 王冰, 程志斌. 蠕墨铸铁在柴油发动机部件上的应用 [J]. 国外金属加工, 2000 (3): 19-21.
- [13] 李明, 刘庆义, 张行河, 等. 发动机铸铁件新材料工艺探讨 [J]. 铸造设备与工艺, 2009 (3): 43-45.
- [14] SRINIVASAN V, NEWMAN J. Design and optimization of a natural graphite/iron phosphate lithium-ion cell [J]. Journal of the Electrochemical Society, 2004, 151 (10): A1530.
- [15] HOLMGREN D, DIÓSZEGI A, SVENSSON I. Effects of carbon content and solidification rate on the thermal conductivity of grey cast iron [J]. Tsinghua Science and Technology, 2008, 13 (2): 170-176.
- [16] 严志军. 柴油发动机寿命和服役能力的评价 [J]. 大连海事大学学报, 1998, 24 (4): 83-87.

- [17] 朱正宇, 何国球, 殷作虎. 不同基体组织的蠕墨铸铁热疲劳性能的研究 [J]. 现代铸铁, 2004, 24 (6): 8-11.
- [18] 周杨, 李亚江, 苏道胜, 等. 蠕化状态对高镍蠕墨铸铁耐磨镶环热疲劳性能的影响 [J]. 内燃机与配件, 2015 (11): 20-23.
- [19] CAI Q, CHEN Z, XU C, et al. Effect of elemental segregation on the microstructure and mechanical properties of heavy section compacted graphite iron [J]. International Journal of Metalcasting, 2023, 17 (1): 222-232.
- [20] 周杨, 李亚江, 苏道胜, 等. 高镍奥氏体蠕墨铸铁活塞耐磨环的耐磨性与热疲劳性 [J]. 内燃机与配件, 2016 (1): 12-15.
- [21] HOLMGREN D. Review of thermal conductivity of cast iron [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2005, 18 (6): 331-345.
- [22] WU Y, LI J, YANG Z, et al. Computational assessment of thermal conductivity of compacted graphite cast iron [J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2019, 2019 (1): 8562102.
- [23] GUO Q, ZHONG Y, DONG T, et al. Effects of vermicular graphite rate on the oxidation resistance and mechanical properties of vermicular graphite iron [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 765: 213-220.
- [24] FU H G, LEI Y P, XING J D, et al. Investigations on microstructures and properties of B containing cast steel for wear resistance applications [J]. Ironmaking & Steelmaking, 2008, 35 (5): 371-378.
- [25] LIU Z, LI Y, CHEN X, et al. Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 486 (1-2): 112-116.
- [26] MOORE M A. The relationship between the abrasive wear resistance, hardness and microstructure of ferritic materials [J]. Wear, 1974, 28 (1): 59-68.

Investigation of Boundary Wear Damage Behaviors of Vermicular Graphite Cast Iron Applied for Heavy-Duty Diesel Engine Cylinder Block

CHEN Bo¹, ZHOU Jie², ZHOU Liang³, ZHENG Bao-chao⁴

(1. Jilin Mechanical and Electrical Engineering School, Jilin 132101, Jilin, China; 2. Port and Shipping Engineering College, Shanghai Communications Polytechnic, Shanghai 201900, China; 3. Changjiang Wanbang Testing Services Co., Ltd., Changjiang Li Autonomous County 572700, Hainan, China; 4. College of Chemistry and Materials Science, Jinan University, Guangzhou 510632, Guangdong, China)

Abstract:

Vermicular graphite cast irons (VGIs) with vermicularity values of 10%, 53%, and 100% were fabricated by adding varying amounts of Fe-Si-Mg vermicularizing agents. The boundary friction and wear behavior between the piston ring assembly and the VGI cylinder block was simulated using an Rtec-MFT5000 tribometer. The results indicate that a VGI with 100% vermicularity is achieved with the addition of 0.102 wt.% vermicularizing agent, which exhibits a specific wear rate of $0.138 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$. The wear resistance of the VGI is decreased by approximately 40.8% with increasing vermicularity. The worn-off graphite particles alter the wettability between the boundary layer and the VGI surface, evidencing by a decrease in the contact angle from 23.713° to 13.870° , a reduction scale of approximately 41.5%, which consequently impairing the friction-reducing function of the boundary layer. The dominant wear mechanism is identified as micro-cutting, accompanied by fatigue spalling. Furthermore, with increasing vermicularity, the depth of the ploughing grooves is increased, and the surface roughness is decreased by 3.6%.

Key words:

vermicular graphite cast iron; boundary wear; vermicularity; contact angle