

美国工程索引 (EI Compendex) 核心期刊
美国《化学文摘》(CA) 来源期刊
日本《科学技术文献速报》(JST) 来源期刊
美国《剑桥科学文摘》(CSA) 来源期刊
中国科学引文数据库 (CSCD) 来源期刊
中文核心期刊要目总览 (第四版) 核心期刊
中国核心期刊 (遴选) 数据库来源期刊

ISSN 1004-0595
CODEN MAXUE7

摩擦学学报

TRIBOLOGY

第39卷 第5期

Volume 39 Number 5

2019

摩 擦 学 学 报

(Mocaxue Xuebao)

第 39 卷 第 5 期 (总第 193 期) 2019 年 9 月

目 次

· 研究论文

- 机械密封织构化表面粗糙度效应的有限元模型与摩擦学特性分析 陈文杰, 孟祥铠, 王玉明, 梁杨杨, 彭旭东 (523)
- 曲轴轴向运动对粗糙表面曲轴主轴承润滑性能影响的研究 高亚明, 孙 军, 李 彪, 朱少禹, 付杨杨, 任燕平, 朱桂香 (532)
- 牙齿表面微观磨损形貌的数值化分析研究 华李成, 王玮园, 黄海波, 沈明学 (541)
- 不同分子量和交联密度对形状记忆聚酰亚胺摩擦学性能的影响机制研究 李 霄, 杨增辉, 段春俭, 王廷梅, 王齐华, 张新瑞 (547)
- 利用圆锥压头微米划痕测试材料断裂韧性 刘 明, 李烁, 高诚辉 (556)
- 铝掺杂 WC-Co 基硬质合金的高温摩擦学性能、磨损机理及抗氧化性能研究 刘育林, 朱圣宇, 于 源, 程 军, 宋承立, 乔竹辉, 胡 斌 (565)
- 基底纹理对镍 / 铜纳米双层膜刮擦行为影响的分子动力学模拟 马 俊, 王 冰, 范海冬, 蒋 晗 (577)
- 计入油膜惯性作用椭圆接触弹流润滑性能研究 孟凡明, 张万民 (585)
- 基于界面超分子主客体识别作用的仿生自修复水润滑研究 魏 鑫, 徐蓉年, 蔡美荣, 吴 杨 (593)
- 干燥气氛下速度对钠钙玻璃磨损性能的影响 肖童金, 何洪途, 余家欣 (601)
- 空间结构增强铜基复合材料的摩擦磨损特征 徐慧燕, 黎振华, 滕宝仁, 杨睿, 李淮阳, 任博 (611)
- 复层孔隙分布铁基粉末冶金材料的力学和摩擦学性能 张国涛, 尹延国, 李蓉蓉, 童宝宏, 刘聪 (619)
- 质子型离子液体水基润滑液摩擦学性能研究 张建文, 张朝辉, 刘志杭 (628)
- 表面速度异向条件下定量脂润滑特性试验观察 周广运, 栗心明, 郭 峰, 张建军, 王晓波 (635)

· 评述与进展

- 汽液两相流机械密封的研究进展 彭旭东, 金 杰, 孟祥铠, 江锦波, 赵文静, 李纪云 (643)
- 电接触材料摩擦学研究进展 谢博华, 鞠鹏飞, 吉 利, 李红轩, 周惠娣, 陈建敏 (656)

责任编辑 周金芳

Tribology

Vol 39, No 5, September 2019

Contents

- Finite Element Model and Tribological Properties Analysis of Textured Mechanical Seals Considering Roughness Effect.....
..... *CHEN Wenjie, MENG Xiangkai, WANG Yuming, LIANG Yangyang, PENG Xudong* (523)
- Influence of Axial Motion of Crankshaft on Lubrication Performance of Rough Crankshaft Main Bearing
..... *GAO Yaming, SUN Jun, LI Biao, ZHU Shaoyu, FU Yangyang, REN Yanping, ZHU Guixiang* (532)
- Numerical Analysis of Microwear Morphology of Tooth Surface.....
..... *HUA Licheng, WANG Weiyuan, HUANG Haibo, SHEN Mingxue* (541)
- Effects of Molecular Weight and Crosslinking Density on the Tribological Properties of Shape Memory Polyimides.....
..... *LI Xiao, YANG Zenghui, DUAN Chunjian, WANG Tingmei, WANG Qihua, ZHANG Xinrui* (547)
- Fracture Toughness Measurement by Micro-Scratch Tests with Conical Indenter..... *LIU Ming, LI Shuo, GAO Chenghui* (556)
- Wear Mechanism, Tribological and Anti-Oxidation Properties of Al Doped WC-Co Hardmetals under High Temperature.....
..... *LIU Yulin, ZHU Shengyu, YU Yuan, CHENG Jun, SONG Chengli, QIAO Zhuhui, HU Bin* (565)
- Molecular Dynamics Simulation of Substrate Texture's Effect on Nano-Scratch of Nickel/Copper Bilayer Film
..... *MA Jun, WANG Bing, FAN Haidong, JIANG Han* (577)
- Elastohydrodynamic Lubrication of Elliptical Contact Considering Effect of Inertia of Lubrication Film.....
..... *MENG Fanning, ZHANG Wanmin* (585)
- Bionic Self-Healing Aqueous Lubrication Based on Interfacial Supramolecular Host-guest Interaction
..... *WEI Xin, XU Rongnian, CAI Meirong, WU Yang* (593)
- Effect of Sliding Speed on Wear Behaviors of Soda Lime Glass in Dry Air
..... *XIAO Tongjin, HE Hongtu, YU Jiaxin* (601)
- Tribological Properties of Copper Matrix Composite with Lattice Reinforcement
..... *XU Huiyan, LI Zhenhua, TENG Baoren, YANG Rui, LI Huaiyang, REN Bo* (611)
- Mechanical and Tribological Properties of Fe-Based Powder Metallurgy Materials with Multi-Layer Porosity.....
..... *ZHANG Guotao, YIN Yanguo, LI Rongrong, TONG Baohong, LIU Cong* (619)
- Lubricating Properties of the Protic Ionic Liquids as the Water-Based Lubricating Additives
..... *ZHANG Jianwen, ZHANG Chaohui, LIU Zhihang* (628)
- Experimental Observation of Single-Charging Grease Lubrication with Different Directions of Surface Motion
..... *ZHOU Guangyun, LI Xinming, GUO Feng, ZHANG Jianjun, WANG Xiaobo* (635)
- Research Progress on the Liquid Face Seal of Vapor-Liquid Two-Phase Flow
..... *PENG Xudong, JIN Jie, MENG Xiangkai, JIANG Jinbo, ZHAO Wenjing, LI Jiyun* (643)
- Research Progress on Tribology of Electrical Contact Materials
..... *XIE Bohua, JU Pengfei, JI Li, LI Hongxuan, ZHOU Huidi, CHEN Jianmin* (656)

《摩擦学学报》第七届编委会名单

(按姓氏拼音排序)

顾 问	高万振(研究员)	李诗卓(教授)	刘家浚(教授)	齐毓霖(教授)
	温诗铸(院士)	徐滨士(院士)	谢友柏(院士)	严东生(院士)
	张嗣伟(教授)	赵源(研究员)		
主 编	薛群基(院士)			
	刘维民(院士)			
常务副主编	李健(研究员)	雒建斌(院士)	周仲荣(教授)	
	蔡振兵(研究员)	陈国需(教授)	陈华辉(教授)	陈建敏(研究员)
	程先华(教授)	戴振东(教授)	邓建新(教授)	丁传贤(院士)
	方亮(教授)	冯大鹏(研究员)	葛世荣(教授)	郭东明(院士)
	郭强(教授)	郭志光(研究员)	韩志武(教授)	胡丽天(研究员)
	胡元中(教授)	黄平(教授)	黄伟九(教授)	贾均红(研究员)
	寇宏超(教授)	雷明凯(教授)	黎明(教授)	李红轩(研究员)
	李俊(院士)	李曙(研究员)	刘焜(教授)	刘阳(高工)
	刘勇兵(教授)	路新春(教授)	彭旭东(教授)	钱林茂(教授)
	任露泉(教授)	任天辉(教授)	水琳(教授级高工)	佟金(教授)
	王成焘(教授)	王国彪(教授)	王海斗(教授)	王华明(教授)
	王黎钦(教授)	王立平(研究员)	王齐华(研究员)	王文中(教授)
	王晓雷(教授)	翁立军(研究员)	乌学东(研究员)	邢建东(教授)
	严新平(教授)	阎逢元(研究员)	杨军(研究员)	杨沛然(教授)
	虞烈(教授)	张建荣(教授)	张俊彦(研究员)	张绪虎(教授)
	张招柱(研究员)	张治军(教授)	周峰(研究员)	周惠娣(研究员)
	朱旻昊(教授)	Robert JK Wood(教授)	Nikolai Myshkin(教授)	Stephen M Hsu(教授)
				陈晓阳(教授)
				丁建宁(教授)
				郭峰(教授)
			胡献国(教授)	
			靳忠民(教授)	
			李久盛(研究员)	
			刘莹(教授)	
			强颖怀(教授)	
			汪久根(教授)	
			王金清(研究员)	
			王晓波(研究员)	
			严立(教授)	
			杨生荣(研究员)	
			张永振(教授)	
			周健松(研究员)	

摩擦学学报 (Mocaxue Xuebao)

双月刊

第39卷 第5期(总第193期) 2019年9月

(1981年创刊)

Tribology

Bimonthly

Vol 39 No 5, (Sum No 193) September 2019

(Started in 1981)

主 管 中国科学院
 主 办 中国科学院兰州化学物理研究所
 主 编 薛群基
 编 辑 《摩擦学学报》编辑部
 地 址 甘肃省兰州市天水中路18号
 邮政编码 730000, 电话 0931-4968238
 电子信箱 tribology@licp.cas.cn
 出 版 科 学 出 版 社
 (北京市东黄城根北街16号 100717)
 印刷装订 兰州万易印务有限责任公司
 总发行处 兰州市邮政局
 国外总发行 中国国际图书贸易总公司
 (中国国际书店 北京399信箱 100044)

Superintended by Chinese Academy of Sciences
 Sponsored by Lanzhou Institute of Chemical Physics,
 Chinese Academy of Sciences
 Editor-in-Chief XUE Qunjiv
 Edited by Editorial Office of Tribology
 Address 18 Tianshui Road, Lanzhou, 730000, China,
 Tel: 86-931-4968238, E-mail: tribology@licp.cas.cn
 Published by Science Press, Beijing, China
 (16 Donghuangchenggen, North Street, Beijing 100717)
 Printed by Wanyi Printing House of Lanzhou
 Distributed by Post Office of Lanzhou
 Distributed by China International Book Trading Corporation
 (P.O.B. 399, Beijing, China)

标准刊号: ISSN 1004-0595
CN 62-1095/O4

国内外公开发行代号: 国内邮发 54-42
国外发行 4504BM

国内定价: 本期 38 元
全年 228 元



(购买本刊请扫左侧二维码)



9 771004 059196

DOI: 10.16078/j.tribology.2019004

机械密封织构化表面粗糙度效应的有限元模型与摩擦学特性分析

陈文杰, 孟祥铠*, 王玉明, 梁杨杨, 彭旭东
(浙江工业大学 机械工程学院, 浙江 杭州 310012)

摘要: 为研究粗糙度效应对机械密封织构化端面承载能力、摩擦学特性以及密封性能的影响, 基于有限元法建立了机械密封的混合润滑模型, 针对确定性非高斯随机分布粗糙表面, 考虑润滑液膜的宏微观空化作用和粗糙峰的接触, 研究了圆孔型织构化机械密封的摩擦学性能和密封性能。结果表明: 平衡状态下处于全膜润滑区间的非高斯型粗糙结构表面, 在研究范围内均方根值越大的表面其减摩效果越好, 且泄漏率越大, 从混合润滑区到全膜润滑区转变的速度也随之增大; 非高斯表面的偏态值和峰态值对密封表面的承载能力, 润滑性能以及密封性能有影响, 但无明显规律; 在混合润滑区, 圆孔织构具有增摩效果, 而在全膜润滑区表现出减摩效果。

关键词: 表面粗糙度; 机械密封; 有限元; 液膜空化; 表面织构

中图分类号: TH117.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0523-09

Finite Element Model and Tribological Properties Analysis of Textured Mechanical Seals Considering Roughness Effect

CHEN Wenjie, MENG Xiangkai*, WANG Yuming, LIANG Yangyang, PENG Xudong

(Department of Mechanical Engineering, Zhejiang University of Technology, Zhejiang Hangzhou 310012, China)

Abstract: To study the surface roughness effect on the load-carrying capacity (LCC), tribological performance and sealing performance of the textured mechanical seals, a mixed lubrication model was established based on the finite element method. Considering the microscopic and macroscopic film cavitation effect and asperities contact, the tribological properties and sealing performance of circular-pored mechanical seals with the deterministic non-Gaussian distributed asperities on the face were studied. The results show that, for the mechanical face seals operating in the full-film lubrication zone, the larger the σ value of the non-Gaussian rough textured surfaces, the better the friction-reducing effect was and the larger the leakage rate and the transferring speed of the mixed lubrication zone to the full film lubrication zone were. The skewness and kurtosis values of the non-Gaussian surface had an effect on the LCC, lubrication performance and sealing performance, but no specific law was found. The surface textures showed the effect of increasing friction in the mixed lubrication zone, while exhibited the anti-friction effect in the full-film lubrication zone.

Key words: surface roughness; mechanical seals; the finite element method; liquid film cavitation; surface textures

Received 4 January 2019, revised 24 February 2019, accepted 5 March 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: mengxk@zjut.edu.cn, Tel: +86-13082818003.

The project was supported by the Natural Science Foundation of Zhejiang Province (LY17E050018), the National Natural Science Foundation of China (51775505) and the National Natural Science Foundation of China - Space Fund (U1737202).

浙江省自然科学基金项目(LY17E050018), 国家自然科学基金项目(51775505)和国家自然科学基金-航天基金项目(U1737202)资助。

机械密封是一种广泛应用于工业领域的密封装置,它主要由动环和静环组成,两环之间形成的1层流体膜可以降低端面磨损,同时流体膜需要足够薄以防止过度泄漏.众多学者采用表面织构化的方法来提高机械密封的性能,主要体现在增强端面承载能力^[1-3]、减少摩擦磨损^[2,4-5]、减小泄漏^[6-7]等.然而上述研究多假设滑动表面织构内外均为理想光滑面,忽略了表面粗糙度的影响.这种假设与实际情况不符合,主要体现在机加工表面均存在表面粗糙峰谷,这种表面粗糙峰谷的数量级与机械密封端面间流体膜的数量级相差不大,尤其是在混合润滑状态,表面粗糙度将产生不可忽略的影响.

早在1967年,Tzeng等^[8]就研究了一维横向粗糙度对滑动轴承润滑性能的影响,其后Patir和Chen^[9-10]提出了一种应用更为广泛的平均流量因子模型以反映粗糙度对润滑的影响.目前众多表面粗糙度对润滑影响的相关研究都基于此种模型,如彭旭东等^[11]利用该模型研究了表面粗糙度对螺旋槽干气密封端面性能的影响,指出硬环槽底以及软环端面粗糙度对机械密封性能参数有较大影响;Qiu等^[12]采用该模型研究了粗糙织构表面的承载性能和摩擦学性能,指出表面粗糙度可以有效提高承载能力并减小端面摩擦磨损;马晨波等^[13-14]基于该模型研究了粗糙度和织构间的综合效应,指出粗糙度大小和方向对织构的优化参数有一定的影响.上述平均流量因子模型是一种统计学模型,对于具有特定结构的润滑表面并不适用.鉴于此,Brunetière等^[15-16]建立了具有确定性粗糙分布表面的润滑模型,研究了粗糙度和表面织构的协同作用,但他们并没有研究具体的表面粗糙度特征的影响.利用确定性粗糙分布模型,有学者研究了粗糙度特征对金属垫片^[17]和齿轮^[18]的影响,指出粗糙度特征对密封性

能和接触状态有较大影响.最近,陈汇龙等^[19]利用Fluent软件对确定性粗糙表面进行了全膜润滑状态下的性能研究,指出标准范围内的机械密封表面粗糙度均方根值对密封性能具有较大的影响,据此可以断定在混合润滑条件下其影响将会更加显著.

为研究粗糙度特征对机械密封织构化粗糙表面的摩擦学性能与密封性能的影响,本文中基于有限单元法建立了机械密封的混合润滑模型,针对非高斯分布的粗糙织构化表面,考虑润滑液膜的宏微观空化效应和微凸体的接触作用,研究了具有不同粗糙度特征的圆孔型织构化机械密封的摩擦学特性和密封性能,揭示了圆孔织构在不同条件下的减摩和增摩作用.

1 数学模型与计算方法

1.1 几何模型

图1所示为机械密封端面圆形微孔织构几何模型.如图1(a)所示,圆形微孔沿密封环径向呈列排布,周向呈周期性分布.选取其中一列圆孔作为研究对象,如图1(b)所示.由于所选周期左右边界夹角较小,且考虑到密封环半径远大于密封环端面宽度,故可忽略单周期内外半径处的弧长差异^[20],认为一个周期即为一个宽为 l 长为 t 的矩形单元,每个单元均匀分布 m 个微孔,每个微孔所在区域如图1(c)所示.为研究方便,本文中假设动环表面为粗糙表面,静环表面为理想光滑表面,微孔织构位于动环表面上.动静环端面平均间隙为 h_0 ,微孔深度为 h_p ,圆孔半径为 r_p ,密封环端面的内外半径为 R_i 和 R_o .密封环和微孔织构的相关几何尺寸列于表1中.

基于Hu等^[21]提出的方法数值生成密封表面确定性非高斯粗糙表面,在此采用指数型自相关函数,利用FFT算法和有限脉冲滤波器生成,并参考Zhang等^[22]

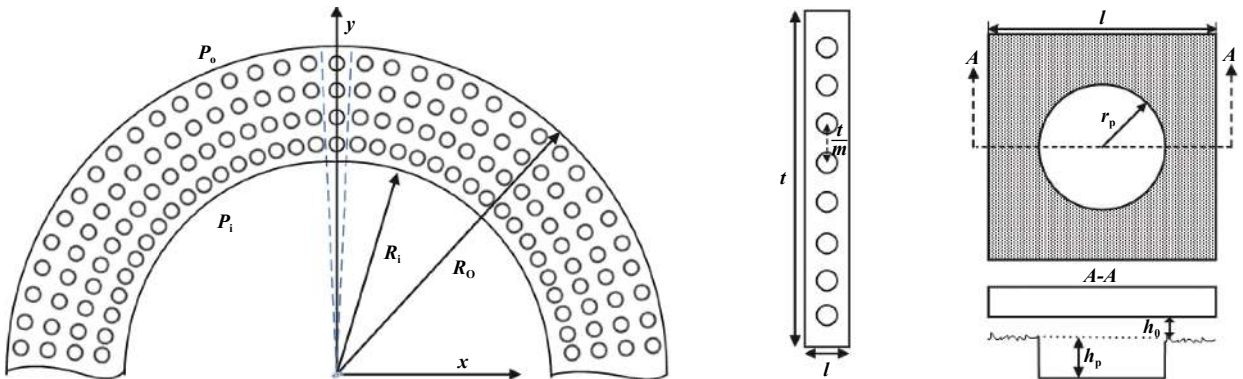


Fig. 1 Geometrical models

图1 几何模型

表 1 几何参数

Table 1 Geometrical parameters

Parameters	Specification
Inner radius, R_i /mm	19
Outer radius, R_o /mm	23
Balance ratio, B	0.75
Pore column width, l /mm	0.4
Pore number in one column, m	8
Rotating speed, ω /(r/min)	10~5 000
Texture depth, h_p /μm	1
Texture radius, r_p /mm	0.1
Number of column, k	330

提出的简化计算步骤得到指定参数的粗糙表面. 本文中表征其粗糙分布的主要参数包括均方根差 σ 、偏态值 S_k 和峰态值 K_u . 图2(a)所示为光滑织构面, 图2(b)为本文中所生成的微孔织构粗糙表面.

1.2 数学模型

由于密封表面存在粗糙峰微凸体, 密封端面处于混合润滑状态. 假设密封端面微粗糙体的接触面积较小, 不存在局部的液膜“孤岛”(即粗糙谷中液体被四周接触区所包围的情况), 端面间存在连续的润滑液膜, 并假设两表面间流体为牛顿流体, 忽略液膜黏性剪切生热和粗糙峰接触摩擦生热, 用于描述液膜区液膜压力的方程可用如下Reynolds方程表示:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{h^3}{12\mu} \frac{\partial p}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{h^3}{12\mu} \frac{\partial p}{\partial y} \right) = \frac{1}{2} U \left(\frac{\partial \theta h}{\partial x} \right) \quad (1)$$

式(1)中: p 为液膜压力, μ 为液膜动力黏度, θ 为流体膜密度与液态下密度之比, U 为线密封端面速度, h 为考虑织构和表面粗糙度的膜厚分布, 表达式如下

$$h = \begin{cases} h_0 - z(x, y) & \text{non-texture zone} \\ h_0 + h_p & \text{texture zone} \end{cases} \quad (2)$$

式(2)中: z 为密封端面粗糙轮廓高度分布. 在液膜区,

为求解Reynolds方程需补充JFO空化边界条件, 表达式如下:

$$\begin{cases} \theta = 1, p > p_c & \text{full film zone} \\ 0 < \theta < 1, p = p_c & \text{cavitation zone} \end{cases} \quad (3)$$

式(3)中: p_c 为液膜空化压力. 求解方程(1)和JFO空化互补方程(3)所需的压力边界条件为

$$\begin{cases} p|_{y=R_o} = p_o \\ p|_{y=R_i} = p_i \end{cases} \quad (4)$$

由于忽略了密封环曲率的影响, 且不考虑孔栏两侧边界处液膜厚度的不连续性, 则可近似认为孔栏左右两侧边界液膜压力相等.

密封端面接触区域可通过液膜厚度 $h < 0$ 来判断, 在此忽略微粗糙峰接触变形的影响, 且由于密封材料多为脆性材料, 以塑性变形为主, 设密封材料的屈服应力为 σ_s , 密封端面微凸体的接触面积为 A_s , 则端面接触力为 $F_c = A_s \times \sigma_s$. 由于模型中没有考虑粗糙峰的变形, 因此当液膜厚度大大减小时可能得到较大的流体动压力峰值. 为了避免这种情况, 参考文献[16]中, 对正膜厚度值 h 施加最小值 h_{min} , $h = \max(h, h_{min})$. 此外粗糙峰接触区与液膜区交界处膜厚为0, 将导致Reynolds方程无法求解, 因此接触区边界处的膜厚则直接赋值 h_{min} , 其表达式为

$$h_{min} = \sqrt{\frac{6\mu U \Delta}{\sigma_s}} \quad (5)$$

式(5)中: Δ 为液膜计算区域当前三角形网格的特征长度(取三角形外接圆直径).

1.3 求解方法

本文中首先采用前述确定性粗糙表面模型生成不同粗糙度的粗糙轮廓高度分布, 将此高度赋值获得机械密封织构化表面不同区域的液膜厚度, 对液膜区

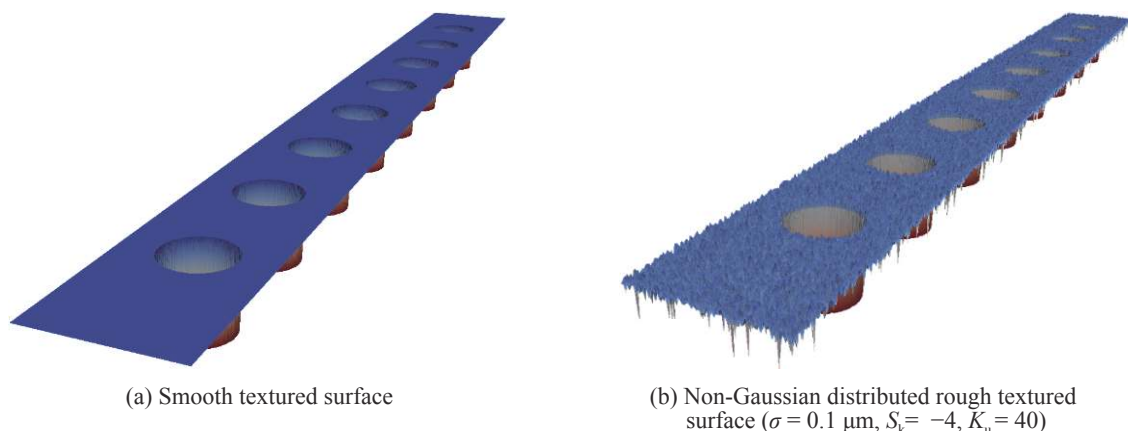


Fig. 2 Micro-textured seal surfaces

图 2 织构化密封表面

进行三角形网格划分(为充分捕捉表面粗糙轮廓的变化和影响,采用较密的网格划分,在本文分析实例中三角形网格数不少于180万).根据密封环的力平衡条件和膜厚值判断液膜区和接触区,在液膜区采用文献[23]所述的有限单元法求解润滑方程(1)、JFO空化边界(3)、压力边界条件(4)等;在接触区采用前述方法计算接触力.混合润滑状态下,密封端面的摩擦系数计算以及泄漏率计算见文献[24].在本文中除有特殊说明,其余结果均在密封力平衡状态下计算求得,即平衡膜厚由开启力和闭合力平衡计算获得.

2 结果分析

根据表1和表2中所列参数计算可得机械密封的闭合合力为171.5 N,其中光滑织构面的织构密度 S_p 为15.7%,深径比 D_r 为0.005.图3所示为转速1 500 r/min时光滑平端面和光滑圆孔织构面间润滑液膜的开启力随膜厚的变化.可见对于理想光滑平端面,液膜开启力一直稳定在约132 N,而理想光滑圆孔织构面液膜开启力虽随液膜厚度的减小而增大,但也远小于此时的闭合合力(171.5 N).由此可知在当前工况条件下,无论是光滑平端面亦或是光滑圆孔织构端面,其液膜承载力均无法平衡密封的闭合合力,因此势必存在表面微凸体的直接接触.此外大量的试验研究^[25-26]表明,该种工况下圆孔织构密封能够稳定运行,故考虑密封端面粗糙度的影响很有必要.

图4所示为膜厚0.3 μm和转速1 500 r/min下理想光滑和非高斯粗糙表面织构密封液膜压力分布(云图左侧为密封环内径侧,右侧为外径侧).对于理想光滑织构端面,在圆孔织构一侧产生较大的宏观液膜空化区,在另一侧存在高压区.而对于粗糙织构端面,织构内存在宏观液膜空化区和高压区外,织构外液膜压力

表2 工况参数

Table 2 Operating parameters

Parameters	Specification
Inner pressure, P_i /MPa	0.1
Outer pressure, P_o /MPa	0.4
Dynamic viscosity, μ (Pa·s)	1.01×10^{-3}
Cavitation pressure, P_c /MPa	0
Yield strength of rotor, σ_s /MPa	1 050
Dry friction coefficient, f_s	0.2

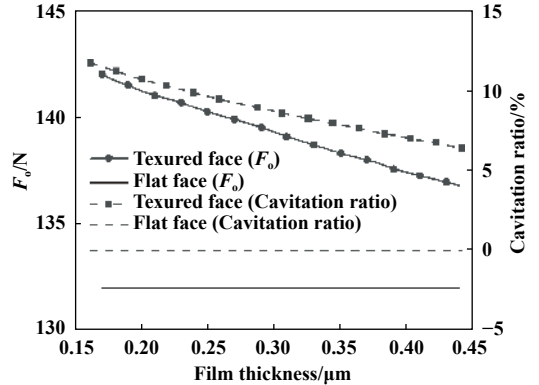


Fig. 3 Opening force and cavitation ratio of smooth flat and textured surfaces at different film thickness

图3 不同膜厚下光滑平端面和织构面开启力和空化面积比($\omega=1\ 500$ r/min)

受粗糙峰谷的影响较大,存在不规则的液膜高低压分布,且非高斯粗糙织构端面具有更大的液膜压力峰值(光滑织构表面 $p_{max}=1.156$ MPa,非高斯粗糙织构表面 $p_{max}=1.339$ MPa).图5所示为膜厚0.3 μm和转速1 500 r/min下理想光滑和非高斯粗糙表面织构密封液膜空化区图.可以看到相比于光滑织构端面,非高斯型粗糙织构端面织构内空化区更小,且在织构外具有局部的微观空化现象.这说明粗糙峰谷对织构内压力分布也产生重要影响.

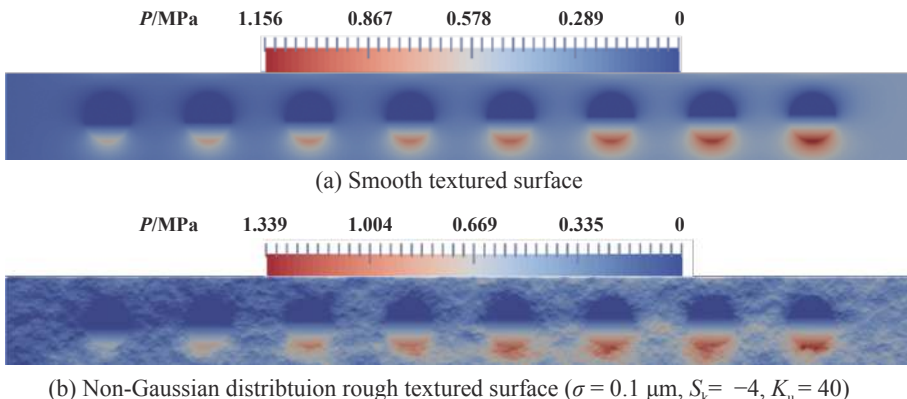


Fig. 4 Pressure distribution

图4 压力分布($h_0=0.3$ μm, $\omega=1500$ r/min)

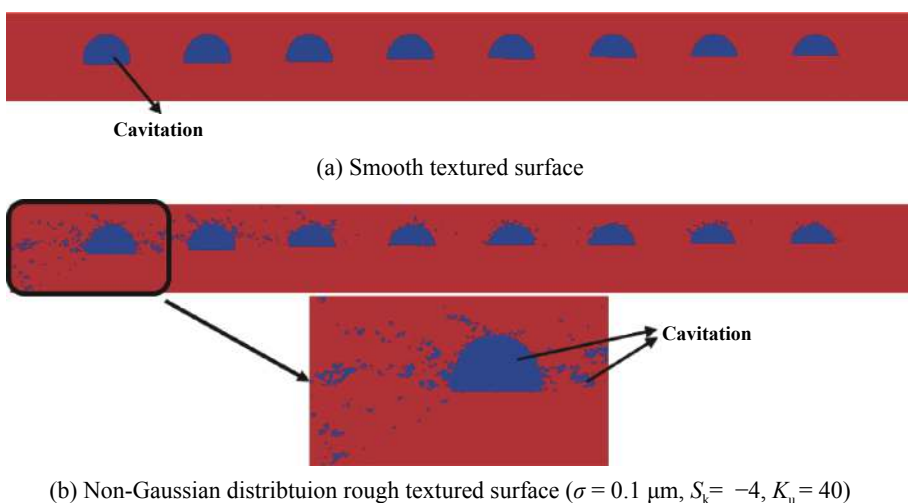


Fig. 5 Fluid film cavitation zone
图 5 液膜空化区($h_0=0.3 \mu\text{m}$, $\omega=1\ 500 \text{ r/min}$)

2.1 非高斯粗糙表面特征值的影响

2.1.1 均方根值的影响

图6所示为三种均方根值的粗糙织构化密封端面的摩擦系数和平衡膜厚随转速的变化. 由图6可见, 由于圆孔织构宏观动压效应和粗糙体微观动压效应的影响, 三种粗糙表面的平衡膜厚均随转速的升高而逐渐增大. 比较而言, 高均方根值粗糙表面具有更大的平衡膜厚, 这是因为高均方根值的粗糙表面具有更高的粗糙峰值以及更低的粗糙谷值, 表面粗糙效应导致的局部微小收敛-扩散-收敛的膜厚分布形成更强的微流体动压效应, 且高均方根值表面更易发生接触, 故平衡膜厚随着均方根值增大而增大. 三种粗糙织构表面都获得了典型的Stribeck分布曲线; 摩擦系数随着速度增大先减小后逐渐增大, 润滑状态由低速下的混合润滑过渡到全膜润滑, 且转变速度随粗糙度均方根值的增大而增大; 此外可发现在全膜润滑状态下, 具有较大均方根值的粗糙表面具有更小的摩擦系数, 主要

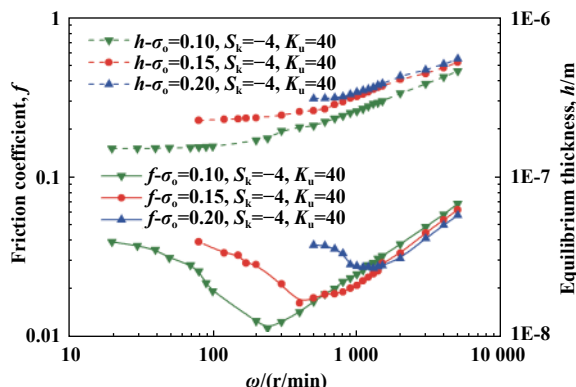


Fig. 6 Friction coefficient and equilibrium film thickness
图 6 摩擦系数和平衡膜厚

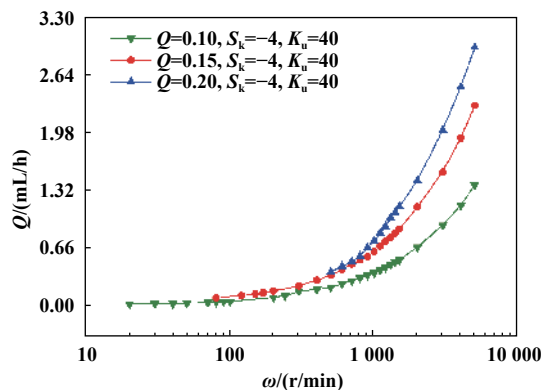


Fig. 7 Leakage rate
图 7 泄漏率

是因为高均方根值表面导致更大的平衡膜厚, 流体黏性剪切力也相对较小. 图7所示为平衡状态下三种表面泄漏率随转速的变化规律, 与机械密封端面平衡膜厚相应, 3个表面泄漏率随转速的增加而增加, 且随着均方根值的增大而逐渐变大.

图8所示为平衡状态下液膜承载力和粗糙体接触承载力比率随转速的变化规律. 由图8可见, 液膜流体动压载荷随着转速的增加逐渐增大, 接触力则逐渐减小为零. 这说明随着转速的增加, 液膜流体动压力逐渐增大, 当转速达到一定值时, 液膜所提供的承载力足以平衡密封的闭合力, 因此两密封表面脱离接触, 形成全膜润滑状态或非接触状态. 这也可由图9所示的接触面积比随转速变化规律得到: 随着转速的增加, 密封端面接触面积比逐渐降低至零, 且粗糙表面均方根值越大, 在相同转速下的接触面积比也越大. 图9还给出了平衡状态下液膜空化面积比与转速的关系. 由图9可见空化面积比随着转速的增高而逐渐增

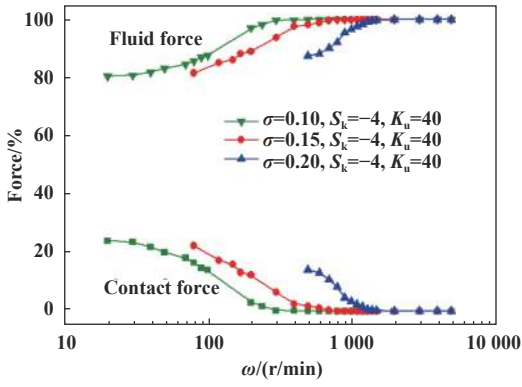


Fig. 8 Contact force and fluid film force
图8 接触力和液膜力

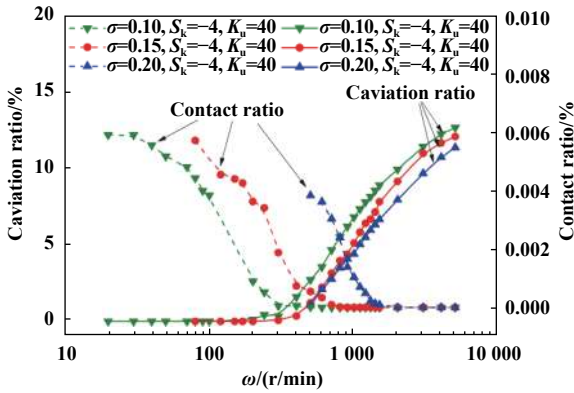


Fig. 9 Contact area ratio and cavitation area ratio
图9 接触面积比和液膜空化面积比

大,且在同一转速下,粗糙表面均方根值越大,液膜空化面积比越小.图6中在全膜润滑区,低均方根值粗糙结构表面的高摩擦和低膜厚特性也与其较高空化率相对应.

2.1.2 偏态值和峰态值的影响

图10所示为非高斯粗糙结构表面不同偏态值和

峰态值对密封端面摩擦学特性的影响.其中图10(a)非高斯粗糙表面峰态值 K_u 为40,偏态值 S_k 分别为-4、-3.5和-3;图10(b)粗糙表面偏态值 S_k 为-3.5,峰态值 K_u 为30、40和50.由图10可见,不同偏态值或非高斯粗糙表面其混合润滑区到全膜润滑区的转移速度也各不相同,但并未随着偏态值或峰态值呈现明显的规律,其中偏态值 $S_k=-4$,峰态值 $K_u=40$ 的表面表现出最好的摩擦学特性.这可能是由于统计学上偏态值表示数据平均值相对于众数的偏倚程度,而峰态值表示概率密度分布曲线在平均值处峰值高低的特征数,两种统计学上的特征数并不能显示整体的分布规律,因此对于非高斯粗糙表面,其摩擦学性能还与其具体的粗糙分布形式有关.

图11所示为非高斯粗糙结构表面不同偏态值和峰态值对密封端面泄漏率以及平衡膜厚的影响.类似于偏态值和峰态值对摩擦系数的影响规律,密封端面泄漏率和平衡膜厚均未随着偏态值或峰态值呈现明显的规律,不同于图11(b)中不同粗糙表面泄漏率和平衡膜厚大小相对应的关系,图11(a)中粗糙表面($\sigma=0.1$, $S_k=-4$, $K_u=40$)相比于其他两个表面具有更大的平衡膜厚,但其泄漏率最小.这种特殊规律主要是因为与泄漏有关的三种原因^[16]相互作用的结果.第一种是压差引起的压力流;第二种是径向方向上因为空化作用而没有压力梯度,即没有径向流动,因此形成了一种密封坝;第三种是粗糙度和织构引起的泵送效应.这也说明密封表面粗糙体分布对泄漏率具有重要的影响作用,这种影响作用与粗糙体具体分布形式有关,而与其特征尺寸的关联性无明显关系.

2.2 织构的影响

为研究表面粗糙度在不同织构尺寸时的影响,本

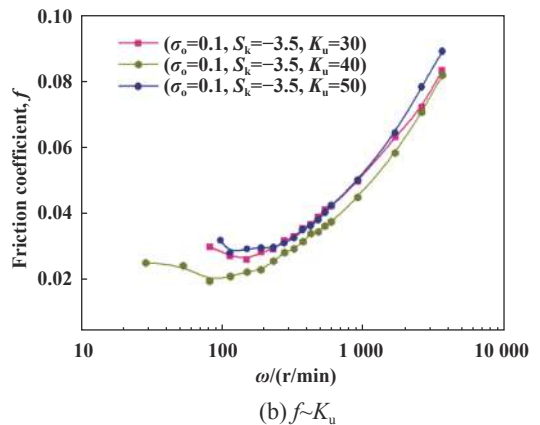
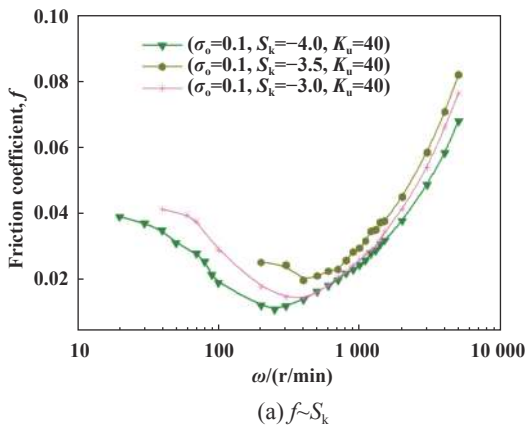


Fig. 10 Friction coefficient
图10 摩擦系数

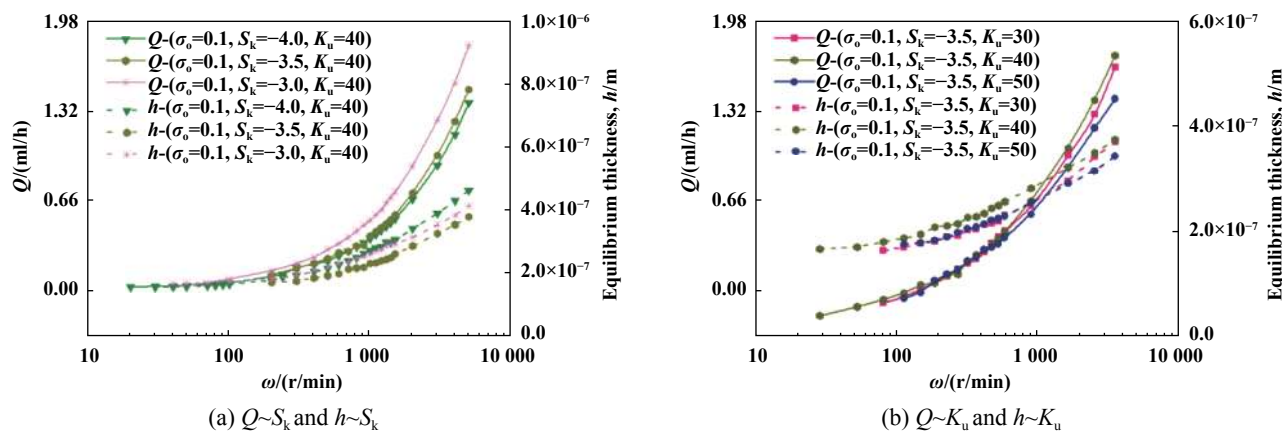


Fig. 11 Leakage rate and equilibrium film thickness

图 11 泄漏率和平衡膜厚

节中通过改变织构深度来改变深径比 D_r , 改变织构直径来改变面积比 S_p , 同时改变织构深度以保持深径比 D_r 恒定. 选取同一特征值的非高斯粗糙表面($\sigma=0.1 \mu\text{m}$, $S_k=-4$, $K_u=40$)进行研究. 图12为不同织构尺寸下的粗糙织构密封端面的摩擦系数和平衡膜厚随转速的变化. 如图12(a)所示, 在混合润滑状态下, 由于织构具有增摩的作用, 因此无织构粗糙表面具有最小的摩擦系数. 结合图12(b)中平衡膜厚可知在全膜润滑状态下, 在端面引入织构会改善其润滑状态, 提高液膜承载力和降低摩擦系数, 该区间内深径比为0.005的织构较深径比为0.025的织构面具有更好的摩擦特性, 面积比为35.3%的织构面也比面积比为15.7%的织构面更优; 而与无织构面的比较中, 三种织构都表现出减摩效果. 同时由于表面织构的影响, 混合润滑过渡到全膜润滑的转变速度也随之改变; 在图12(b)中对应于全膜润滑区, 织构产生的动压效果使其具有更大的平衡膜厚, 其平衡膜厚($S_p=35.3\%$, $D_r=0.005$) $>$ ($S_p=15.7\%$, $D_r=0.005$) $>$

无织构面 $>$ ($S_p=15.7\%$, $D_r=0.025$), 这说明粗糙表面需要结合一定尺寸的织构才能体现更好的承载能力. 由图13所示为泄漏率随转速的变化中可知在全膜润滑区三种织构面其泄漏率均大于无织构面, 较大面积比的织构面产生了更大的平衡膜厚. 而在混合润滑区, 三种类型织构对于泄漏率几乎没有影响.

3 结论

a. 粗糙密封表面的均方根值不同, 混合润滑区到全膜润滑区的转移速度不同, 且随着均方根值的增大而增大, 在相同转速下均方根值越大的表面其平衡膜厚也越大, 与之相对应泄漏率也越大, 而液膜空化面积比则相对较小, 同处于全膜润滑区间($\omega>1500 \text{ r/min}$)的三种表面, 均方根值越大的表面其减摩效果越好.

b. 粗糙密封表面偏态值和峰态值不同, 混合润滑区到全膜润滑区的转变速度各不相同, 同转速下平衡膜厚也各异, 粗糙表面的承载能力、摩擦学特性以及

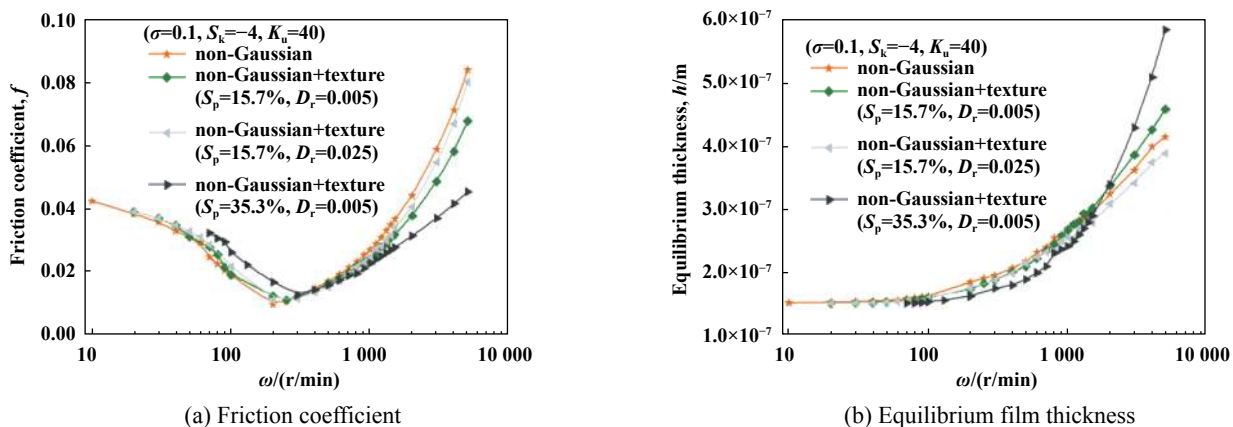


Fig. 12 Friction coefficient and equilibrium film thickness

图 12 摩擦系数和平衡膜厚

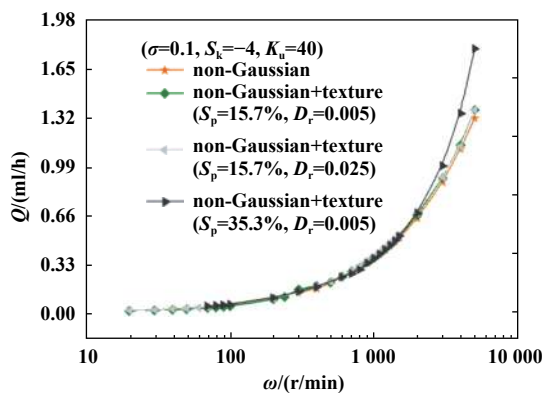


Fig. 13 Leakage rate

图 13 泄漏率

泄漏率取决于粗糙表面具体分布形式,并未随着偏态值和峰态值变化呈现明显规律。

c. 在混合润滑区圆孔织构具有明显的增摩效果,且对泄漏率无明显作用,而在全膜润滑区织构具有明显减摩效果.受圆孔织构影响,从混合润滑区到全膜润滑区的转移速度也随之改变。

参考文献

- [1] Etsion I, Burstein L. A model for mechanical seals with regular microsurface structure[J]. Tribology Transactions, 1996, 39(3): 677-683. doi: 10.1080/10402009608983582.
- [2] Etsion I, Kligerman Y, Halperin G. Analytical and experimental investigation of laser-textured mechanical seal faces[J]. Tribology Transactions, 1999, 42(3): 511-516. doi: 10.1080/10402009908982248.
- [3] Wang T, Huang W, Liu X, et al. Experimental study of two-phase mechanical face seals with laser surface texturing[J]. Tribology International, 2014, 72: 90-97. doi: 10.1016/j.triboint.2013.12.009.
- [4] Wan Y, Xiong D S. The effect of laser surface texturing on frictional performance of face seal[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 197(1-3): 96-100. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.06.019.
- [5] Kligerman Y, Etsion I. Analysis of the hydrodynamic effects in a surface textured circumferential gas seal[J]. Tribology Transactions, 2001, 44(3): 472-478. doi: 10.1080/10402000108982483.
- [6] Feldman Y, Kligerman Y, Etsion I. A hydrostatic laser surface textured gas seal[J]. Tribology Letters, 2006, 22(1): 21-28. doi: 10.1007/s11249-006-9066-z.
- [7] Meng X, Bai S, Peng X. Lubrication film flow control by oriented dimples for liquid lubricated mechanical seals[J]. Tribology International, 2014, 77: 132-141. doi: 10.1016/j.triboint.2014.04.020.
- [8] Tzeng S T, Saibel E. Surface roughness effect on slider bearing lubrication[J]. ASLE Transactions, 1967, 10(3): 334-348. doi: 10.1080/05698196708972191.

- [9] Patir N, Cheng H S. An average flow model for determining effects of three-dimensional roughness on partial hydrodynamic lubrication[J]. Journal of Lubrication Technology, 1978, 100(1): 12-17. doi: 10.1115/1.3453103.
- [10] Patir N, S Cheng H. Application of average flow model to lubrication between rough sliding surfaces[J]. Transactions of the ASME, 1979, 101(2): 220-229.
- [11] Peng Xudong, Li Jiyun, Sheng Songen, et al. Effect of surface roughness on performance prediction and geometric optimization of a spiral-groove face seal[J]. Tribology, 2007, 27(6): 567-572 (in Chinese) [彭旭东, 李纪云, 盛颂恩, 等. 表面粗糙度对螺旋槽干式气体端面密封性能预测与结构优化的影响[J]. 摩擦学学报, 2007, 27(6): 567-572]. doi: 10.3321/j.issn:1004-0595.2007.06.014.
- [12] Qiu Y, Khonsari M M. Performance analysis of full-film textured surfaces with consideration of roughness effects[J]. Journal of Tribology, 2011, 133(2): 021704-1. doi: 10.1115/1.4003303.
- [13] Ma C, Duan Y, Yu B, et al. The comprehensive effect of surface texture and roughness under hydrodynamic and mixed lubrication conditions[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 2017, 231(10): 1307-1319. doi: 10.1177/1350650117693146.
- [14] Ma Chenbo, Zhu Hua, Sun Jianjun. Optimal design model of surface texture roughness considered[J]. Journal of Huazhong University of Science and Technology(Natural Science), 2011, (8): 14-18 (in Chinese) [马晨波, 朱华, 孙见君. 考虑粗糙度影响的表面织构最优参数设计模型[J]. 华中科技大学学报(自然科学版), 2011, (8): 14-18].
- [15] Minet C, Brunetière N, Tournier B. A deterministic mixed lubrication model for mechanical seals[J]. Journal of Tribology, 2011, 133(4): 042203-1. doi: 10.1115/1.4005068.
- [16] Brunetière N, Tournier B. Numerical analysis of a surface-textured mechanical seal operating in mixed lubrication regime[J]. Tribology International, 2012, 49(11): 80-89.
- [17] Lu Xiangkui, Yang Wenjian, Xu Guoliang, et al. The influence of characteristic of rough surface gas sealing performance in seal structure[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2015, 51(23): 110-115 (in Chinese) [吕祥奎, 杨文健, 许国良, 等. 密封结构中粗糙表面特征对其气密性的影响[J]. 机械工程学报, 2015, 51(23): 110-115].
- [18] Yang Yong, Wang Jiayu, Zhou Qinghua, et al. Influence of surface roughness on the mixed elastohydrodynamic lubrication performance of gear contact area[J]. Tribology, 2017, 37(2): 248-256 (in Chinese) [杨勇, 王家序, 周青华, 等. 表面粗糙度特征对齿轮接触区润滑特性的影响[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(2): 248-256].
- [19] Chen Huilong, Zhang Peilin, Sun Dongdong, et al. Effect of surface roughness on the performance of liquid film lubricated hydrodynamic mechanical seal[J]. Journal of Drainage and Irrigation Machinery Engineering, 2018, 36(1): 1-11 (in Chinese) [陈汇龙, 张培林, 孙冬冬, 等. 表面粗糙度对液膜润滑动压型机械密封性能的影响[J]. 排

灌机械工程学报, 2018, 36(1): 1–11].

- [20] Etsion I, Halperin G. A laser surface textured hydrostatic mechanical seal[J]. *Tribology Transactions*, 2002, 45(3): 430–434. doi: [10.1080/10402000208982570](https://doi.org/10.1080/10402000208982570).
- [21] Hu Y Z, Tonder K. Simulation of 3-D random rough surface by 2-D digital filter and Fourier analysis[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 1992, 32(1-2): 83–90. doi: [10.1016/0890-6955\(92\)90064-N](https://doi.org/10.1016/0890-6955(92)90064-N).
- [22] Zhang S, Wang W, Zhao Z. The effect of surface roughness characteristics on the elastic–plastic contact performance[J]. *Tribology International*, 2014, 79: 59–73. doi: [10.1016/j.triboint.2014.05.016](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2014.05.016).
- [23] Tang Feixiang, Meng Xiangkai, Li Jiyun, et al. Numerical analysis of LaserFace liquid lubricated mechanical seal based on mass conservation[J]. *CIESC Journal*, 2013, 64(10): 3694–3700 (in Chinese) [唐飞翔, 孟祥铠, 李纪云, 等. 基于质量守恒的 LaserFace 液体润滑机械密封数值分析[J]. *化工学报*, 2013, 64(10): 3694–3700].
- [24] Lebeck A O. Principles and design of mechanical face seals[M]. John Wiley & Sons, 1991.
- [25] Ji Jinghu, Fu Yonghong, Wang Zuquan, et al. Tribology property of mechanical seal with laser-induced multi-scale surface texturing[J]. *Journal of Drainage and Irrigation Machinery Engineering*, 2012, 30(4): 452–456 (in Chinese) [纪敬虎, 符永宏, 王祖权, 等. 激光表面跨尺度织构化机械密封摩擦性能[J]. *排灌机械工程学报*, 2012, 30(4): 452–456]. doi: [10.3969/j.issn.1674-8530.2012.04.015](https://doi.org/10.3969/j.issn.1674-8530.2012.04.015).
- [26] Cheng Xiangping. Performance study on face mechanical seal with micro-pores[D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2014(in Chinese) [程香平. 大孔径端面机械密封性能的研究[D]. 杭州: 浙江工业大学, 2014].

DOI: 10.16078/j.tribology.2019049

曲轴轴向运动对粗糙表面曲轴主轴承 润滑性能影响的研究

高亚明¹, 孙军^{1*}, 李彪², 朱少禹¹, 付杨杨¹, 任燕平³, 朱桂香³

(1. 合肥工业大学 汽车与交通工程学院, 安徽 合肥 230009;

2. 合肥工业大学 机械工程学院, 安徽 合肥 230009;

3. 潍柴动力股份有限公司, 山东 潍坊 261001)

摘要: 内燃机实际工作中, 在多种影响因素综合影响下, 曲轴进行旋转运动的同时, 还存在沿轴承轴线方向的运动. 以某四缸四冲程内燃机曲轴-轴承系统为研究对象, 综合考虑曲轴轴向运动、曲轴变形和摩擦表面粗糙度, 基于平均Reynolds方程, 建立了耦合曲轴轴向运动的粗糙表面主轴承润滑分析模型, 着重研究了倾斜曲轴轴向运动对主轴承润滑特性的影响. 分析中, 采用试验法实测曲轴沿轴承轴线方向的运动规律, 应用有限单元法求解曲轴受载变形导致轴颈在轴承孔中倾斜状况. 结果表明: 曲轴轴向运动对粗糙表面内燃机主轴承润滑特性影响显著; 计及曲轴轴向运动时内燃机各主轴承轴颈轴心轨迹均为1条不封闭的三维空间曲线; 曲轴轴向运动对主轴承润滑特性的影响程度与摩擦表面粗糙度直接相关; 计及曲轴轴向运动时摩擦表面粗糙度对主轴承润滑特性影响趋势及程度均发生明显变化.

关键词: 内燃机; 曲轴轴向运动; 曲轴变形; 粗糙表面; 润滑

中图分类号: TK133.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0532-09

Influence of Axial Motion of Crankshaft on Lubrication Performance of Rough Crankshaft Main Bearing

GAO Yaming¹, SUN Jun^{1*}, LI Biao², ZHU Shaoyu¹, FU Yangyang¹, REN Yanping³, ZHU Guixiang³

(1. School of Automobile and Traffic Engineering, Hefei University of Technology, Anhui Hefei 230009, China

2. School of Mechanical Engineering, Hefei University of Technology, Anhui Hefei 230009, China

3. Weichai Power Company Limited, Shandong Weifang 261001, China)

Abstract: Under the combined influence of various influencing factors, the crankshaft will have axial motion along the axis direction of main bearings while it rotates in the actual operation of an IC engine. Taking the crankshaft-bearing system of a four-cylinder four-stroke IC engine as the research object, considering the axial motion, crankshaft deformation and surface roughness, a new lubrication model of the crankshaft main bearing was established based on the average Reynolds equation. The influence of axial motion of crankshaft on lubrication performance of crankshaft main bearing was studied. In the analysis, the motion law of the crankshaft along the bearing axis was measured by the test method, and the finite element method was applied to solve the tilting of the crankshaft in the bearing bore caused by the crankshaft deformation. The results show that the axial motion of crankshaft had a significant influence on lubrication of crankshaft main bearing with a rough surface. The journal center trajectory of main bearing was an unclosed three-

Received 27 March 2019, revised 17 May 2019, accepted 24 June 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: sunjun_hfut@163.com, Tel: +86-13866117399.

The project was supported by the National Science Foundation of China (51490660/51490661) and State Key Laboratory of Internal Combustion Engine Reliability Open Fund Project(skler-201708).

国家自然科学基金项目(51490660/51490661)和内燃机可靠性国家重点实验室开放基金项目(skler-201708)资助.

dimensional space curve when the axial motion of crankshaft was taken into account. The degree of influence of the axial motion of crankshaft on the lubrication characteristics of the main bearing was directly related to the surface roughness. The influence trend and degree of the surface roughness on the lubrication characteristics of main bearing were obviously changed when considering the axial motion of crankshaft.

Key words: IC engine; axial motion of crankshaft; crankshaft deformation; rough surface; lubrication

曲轴轴承是内燃机关键部件之一,也是易损件之一,其工作状况对内燃机动力性、经济性和工作可靠性有着非常重要的影响.随着现代机械工业的发展和¹中国制造2025的提出,现代内燃机设计的主要目标是既要提高输出功率,又要降低摩擦损失和燃油消耗,这些都要求不断提高曲轴轴承的设计水平,尤其是要更进一步研究曲轴轴承的润滑理论,完善轴承润滑模型.

关于内燃机曲轴轴承的润滑研究,研究人员开展了很多有益的探索.孙军等^[1]基于整体曲轴梁单元模型结合有限单元法求解了曲轴受载变形和轴承负荷,该方法具有高效、方便和简单等优点.张振山等^[2]和邓攻等^[3]计入轴颈倾斜的影响对径向滑动轴承进行润滑分析.Lahmar等^[4-5]计入曲轴受载变形导致轴颈倾斜因素的影响,研究了内燃机曲轴轴承的润滑性能,结果表明曲轴轴颈倾斜显著降低轴承最小油膜厚度是曲轴轴承润滑设计中必须要考虑的影响因素之一.何芝仙等^[6]建立了曲轴-轴承系统动力学和摩擦学耦合分析模型,分析了倾斜轴颈对内燃机主轴承摩擦学和曲轴动力学性能的影响.Zhen等^[7]研究了倾斜轴颈轴承的润滑性能,发现轴颈倾斜对轴承油膜压力分布状态的影响十分显著.孙军等^[8]和Zhang等^[9]对比分析了整体机体模型和单个轴承座模型对曲轴轴承润滑性能的影响.蔡晓霞等^[10]计入机体和轴承表面弹性变形因素对曲轴主轴承进行润滑研究,指出机体变形和轴承表面弹性变形对曲轴轴承润滑性能基本没有影响.Boedo^[11]、Rao等^[12]和Brito等^[13]分析研究了轴承结构参数对径向滑动轴承润滑性能的影响.王晓力等^[14-17]基于平均Reynolds方程,计入轴承及轴颈表面形貌影响研究了曲轴轴承的润滑性能,发现表面形貌参数对轴承润滑特性影响显著.You等^[18]对比分析了连续梁和简支梁曲轴机体模型对曲轴变形的影响,指出连续梁曲轴模型能更准确地反映曲轴轴承的动态响应.魏立队等^[19]运用模态综合法快速计算柔性曲轴和柔性机体的整体三维振动形貌.桂长林等^[20]采用Adams仿真软件联立求解润滑方程和曲轴动力学方程,发现曲轴轴承轴心轨迹为一条封闭的三维空间曲线,但是在润

滑计算中没有计入轴颈轴向运动因素的影响,与实际情况存在较大差距.扬扬等^[21]在内燃机台架上对曲轴主轴承的轴心轨迹进行了实际测量,发现曲轴轴颈会沿着轴承轴向方向作往复运动.但是,关于曲轴轴向运动对曲轴轴承润滑性能的影响状况没有进行深入研究,目前曲轴轴承润滑研究中,一般仅考虑曲轴的旋转运动和曲轴轴颈与轴承孔两相对滑动表面的相互靠近运动,没有考虑内燃机实际工作中,在多种影响因素(如轴向力、轴变形、轴向振动和冲击等)作用下,曲轴不可避免地一定存在沿轴承轴线方向的运动,曲轴轴承轴颈具有一定的轴向速度和位移.

为了使分析结果更加接近实际并应用于内燃机曲轴轴承的润滑设计中,揭示曲轴轴向运动的作用机理,本文作者以某四缸四行程内燃机曲轴-轴承系统为研究对象,综合考虑曲轴轴向运动、摩擦表面粗糙度和曲轴变形的影响,基于平均Reynolds方程,建立耦合曲轴轴向运动的粗糙表面曲轴主轴承润滑分析模型,研究探讨倾斜曲轴轴向运动对粗糙表面曲轴主轴承润滑特性的影响.

1 润滑分析模型

1.1 Reynolds方程

如图1所示,在曲轴轴颈倾斜情况下,综合考虑曲轴轴向运动和表面粗糙度因素,计入曲轴轴向运动速度、位移形成动、挤压效应状况的影响,对曲轴主轴承进行润滑分析时采用的平均Reynolds方程^[22-23]为

$$\frac{\partial}{\partial \theta}(\phi_x h^3 \frac{\partial p}{\partial \theta}) + R^2 \frac{\partial}{\partial y}(\phi_y h^3 \frac{\partial p}{\partial y}) = 6\eta UR \frac{\partial h_T}{\partial \theta} + 6\eta VR^2 \frac{\partial h_T}{\partial y} + 6\sigma\eta UR \frac{\partial \phi_s}{\partial \theta} + 6\sigma\eta VR^2 \frac{\partial \phi_s}{\partial y} + 12R^2 \eta \frac{\partial h_T}{\partial t} \quad (1)$$

式中: p 为油膜压力, U 为轴颈表面切向速度, $U = \pi Rn/30$, n 为曲轴转速, R 为轴承半径, V 为曲轴轴向运动速度, h 为油膜厚度, η 为润滑油动力黏度, θ 为轴承周向坐标, y 为轴承轴向坐标, σ 为表面综合粗糙度, $\sigma = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2}$, σ_1 和 σ_2 分别为轴颈和轴承表面粗糙度, ϕ_x 、 ϕ_y 为压力流量因子, ϕ_s 为剪切流量因子, h_T 为粗糙表面之间的间隙.

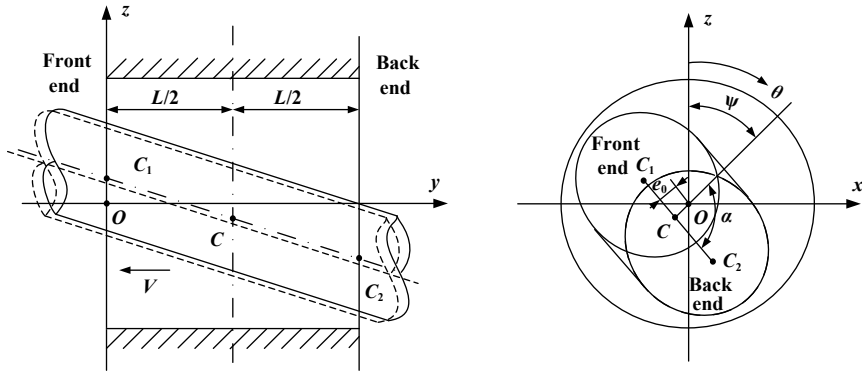


Fig. 1 A misaligned journal bearing

图1 倾斜曲轴轴颈在轴承孔中的位置示意图

$$h_r = \frac{h}{2} \left[1 + \operatorname{erf}\left(\frac{h}{\sqrt{2}\sigma}\right) \right] + \frac{\sigma}{\sqrt{2\pi}} \exp(-h^2/2\sigma^2)$$

式中: $\operatorname{erf}()$ 为误差函数.

1.2 油膜厚度方程

如图1所示, 当曲轴受载变形导致轴颈在轴承孔中倾斜, 曲轴沿轴承轴线方向运动会直接影响轴承轴向截面内油膜厚度的分布状况, 进而改变轴承径向截面内的油膜厚度分布. 计及曲轴轴向运动和轴颈倾斜时的油膜厚度方程为

$$h = c + e_0 \cos(\theta - \psi) + \tan \gamma (y + V \cdot \Delta t - \frac{L}{2}) \cdot \cos(\theta - \alpha - \psi) \quad (2)$$

式中: e_0 为轴承中央截面上的偏心距, α 为轴颈后端中心线投影与偏心距矢量之间的夹角, ψ 为轴承中央截面偏位角, c 为轴承半径间隙, γ 为轴颈在轴承中的倾斜角, Δt 为曲轴转动单位角度所需要时间, L 为轴承宽度.

1.3 轴承油膜反力

轴承油膜反力在 x 轴和 z 轴方向的分量分别为

$$F_x = - \int_0^L \int_0^{2\pi} p R \sin \theta d\theta dy \quad (3)$$

$$F_z = - \int_0^L \int_0^{2\pi} p R \cos \theta d\theta dy \quad (4)$$

则轴承油膜反力 F 及其方向角 Φ 分别为

$$F = \sqrt{F_x^2 + F_z^2} \quad (5)$$

$$\Phi = (1 - \operatorname{sign} F_z) \cdot 90^\circ + \operatorname{sign} F_z \cdot \operatorname{sign} F_x \cdot \Phi' \quad (6)$$

式中: $\Phi' = \arctg \left| \frac{F_x}{F_z} \right|$.

1.4 载荷平衡方程

如果忽略油膜惯性力的影响, 轴承轴颈中心的运

动服从牛顿第二定律, 则

$$P + F = m \frac{dv}{dt} \quad (7)$$

式中: P 为轴颈负荷, F 为轴承油膜反力, v 为轴颈中心运动速度, m 为轴颈质量.

1.5 摩擦力及摩擦功耗

计及曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响时, 曲轴轴颈表面切向运动和轴向运动在轴颈表面引起的摩擦力分别为

$$F_U = \int_0^L \int_0^{2\pi} \left(\frac{h}{2} \frac{\partial p}{R \partial \theta} \phi_{fp} + \frac{U \eta}{h} (\phi_f + \phi_{fs}) \right) R d\theta dy \quad (8)$$

$$F_V = \int_0^L \int_0^{2\pi} \left(\frac{h}{2} \frac{\partial p}{R \partial \theta} \phi_{fp} + \frac{|V| \eta}{h} (\phi_f + \phi_{fs}) \right) R d\theta dy \quad (9)$$

式中: ϕ_{fp} , ϕ_{fs} , ϕ_f 为剪切力因子^[22-23].

轴向摩擦力和切向摩擦力在轴颈表面引起的总摩擦功耗为

$$P_j = F_U \cdot U + F_V \cdot |V| \quad (10)$$

1.6 收敛判断公式

Reynolds方程求解收敛判断条件

$$\frac{\sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^n |p_{i,j}^{(k+1)} - p_{i,j}^{(k)}|}{\sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^n p_{i,j}^{(k+1)}} \leq 10^{-4} \quad (11)$$

式中: k 为迭代次数, m , n 为轴承周向和轴向划分网格数目, $p_{i,j}$ 为第 (i, j) 点油膜压力.

轴承轴心轨迹收敛判断依据为

$$|\varepsilon_{\theta=720^\circ} - \varepsilon_{\theta=0^\circ}| < 0.0001 \quad (12)$$

式中: ε 为轴心偏心率.

2 曲轴变形和轴颈负荷的计算

基于实测的气缸压力和曲柄连杆机构的惯性力,

采用有限元法计算内燃机1个稳定工作循环内曲轴受载变形引起轴颈在轴承孔中的倾斜角和轴颈负荷^[1]. 计算中为了提高曲轴有限元单元质量和分析精度, 曲轴轴颈上的轴肩、过渡圆角和进油孔等附近进行网格细化, 曲轴整体体单元有限元模型如图2所示.

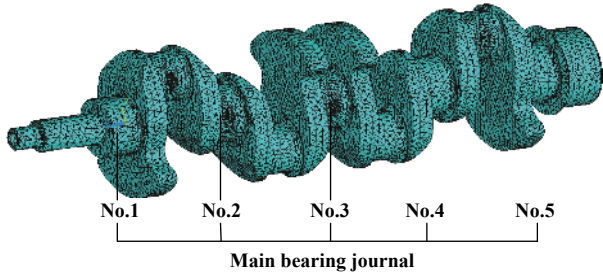
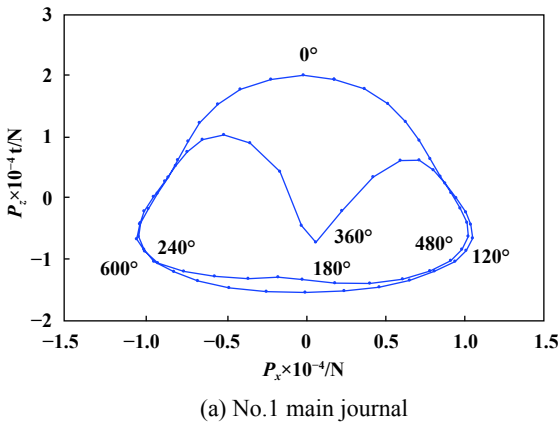
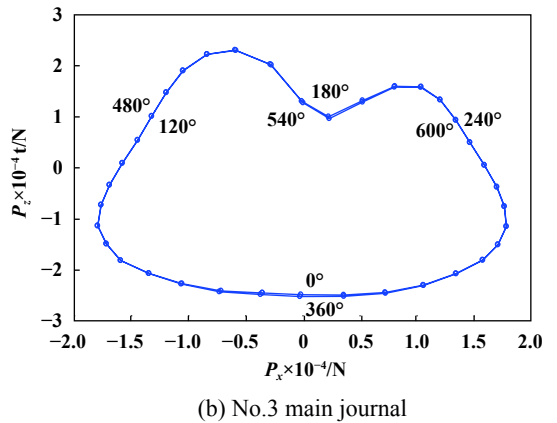


Fig. 2 Whole crankshaft solid-element model
图 2 整体曲轴体单元有限元模型

图3和图4分别为内燃机1个工作循环内第一和第三主轴承轴颈负荷和主轴承轴颈在轴承孔中倾斜时的倾角随曲轴转角的变化情况. 图5为不同曲轴转角



(a) No.1 main journal



(b) No.3 main journal

Fig. 3 Main bearing journal load
图 3 主轴承轴颈负荷

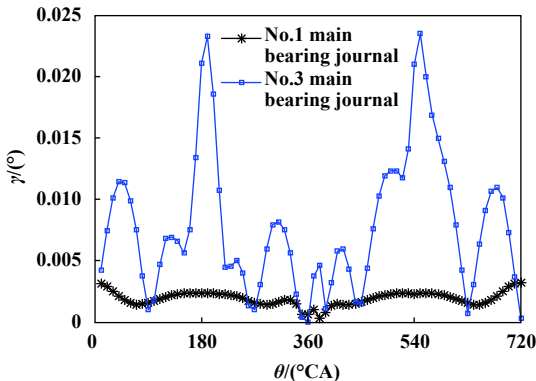


Fig. 4 Misaligned angle of main bearing journal
图 4 主轴颈倾斜角

下曲轴弹性变形引起各主轴承轴颈沿轴承轴线方向位移量变化.

3 曲轴轴向运动规律的测量

在内燃机试验台架上, 通过安装在曲轴自由端的位移传感器实测内燃机标定工况下(3 200 r/min, 100% 负荷)曲轴轴向运动规律^[21]. 图6(a)为标定工况下曲轴轴向运动量y随曲轴转角θ的变化情况, 其最大轴向位移量为530 μm, 通过对轴向运动量y进行求导计算, 得到内燃机1个稳定工作循环内曲轴沿轴承轴线方向运动速度V随曲轴转角θ的变化情况, 如图6(b)所示. 结合图5可知, 在内燃机1个工作循环内, 曲轴弹性变形引起No.5主轴承轴颈轴向位移量最大差值为22.07 μm, 其仅为实测最大位移量的4.16%, 也即曲轴弹性变形对曲轴各主轴承轴颈轴向运动状况的影响相对与试验测量结果可以忽略, 因此本文中以曲轴自由端曲轴轴向运动状况作为曲轴各主轴颈的轴向运动规律.

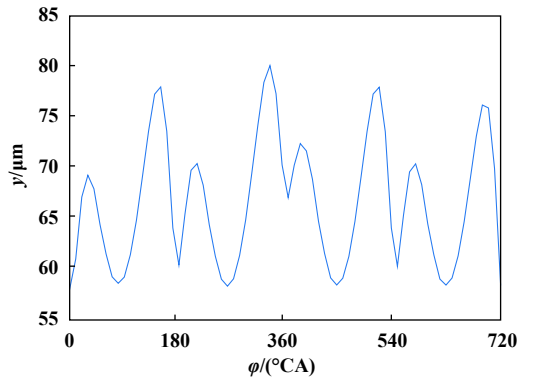
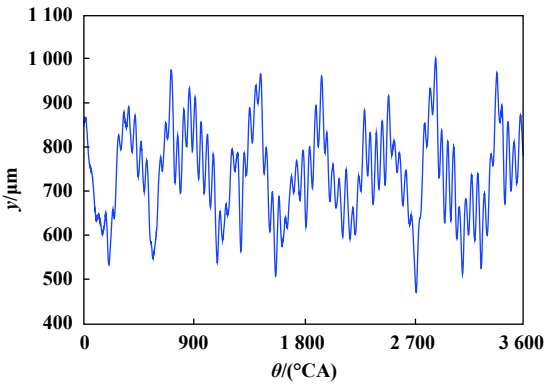
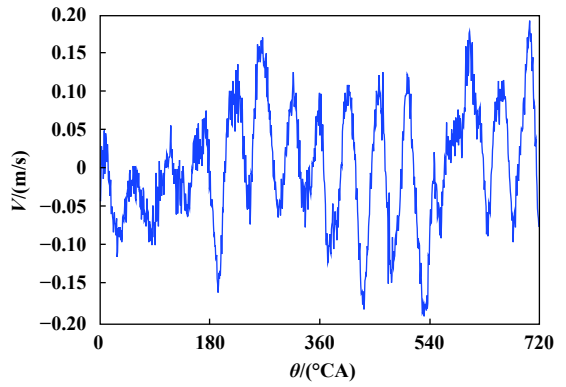


Fig. 5 Axial displacement of elastic deformation of No.5
图 5 曲轴弹性变形第五主轴承轴颈轴向位移量



(a) Axial movement displacement



(b) Axial movement velocity

Fig. 6 Axial displacement and velocity of crankshaft

图6 曲轴轴向运动位移和速度

4 计算方法

采用有限元法^[1]求解曲轴轴颈变形和主轴承轴颈负荷,采用试验法实测曲轴轴向运动状况,运用动力学法对耦合倾斜曲轴轴向运动的粗糙表面主轴承进行润滑分析.根据轴承结构参数、轴承与轴颈表面形貌参数以及初设轴承中央截面偏心率,结合曲轴轴向运动位移量变化,由油膜厚度方程(1)求解轴承油膜厚度分布;采用超松弛迭代法求解Reynolds方程离散差分方程组得到油膜压力分布,并联立方程(7)采用动力学法求解轴承轴心轨迹;联立方程(2~12),采用辛普森积分法求解曲轴轴承的轴心轨迹、最小油膜厚度、最大油膜压力和摩擦功耗.详细求解流程如图7所示.

5 结果与分析

数值计算中所涉及到曲轴轴承结构和润滑油等的基本参数列于表1所示.

图8为计及曲轴轴向运动时,考虑和不考虑摩擦表面粗糙度的影响时,在内燃机1个工作循环中曲轴第一和第三主轴承的轴心轨迹.可见,计及曲轴轴向运动时,无论是否考虑摩擦表面粗糙度的影响,曲轴主轴承在内燃机1个稳定工作循环中轴心轨迹均为1条不封闭的三维空间曲线,且不同主轴承的三维轴心轨迹间差异较大.计及曲轴轴向运动的情况下,与光滑表面主轴承相比,考虑摩擦表面粗糙度的影响时曲轴主轴承的三维轴心轨迹在大部分时刻基本没有变化,但是在部分时刻主轴承三维轴心轨迹将发生不同程度变化.与第一主轴承相比,摩擦表面粗糙度对第三主轴承轴心轨迹的影响较大,这是因为第三主轴承轴颈倾角较大,最小油膜厚度较小,粗糙度峰值相对第三主轴承最小油膜厚度比值较大.

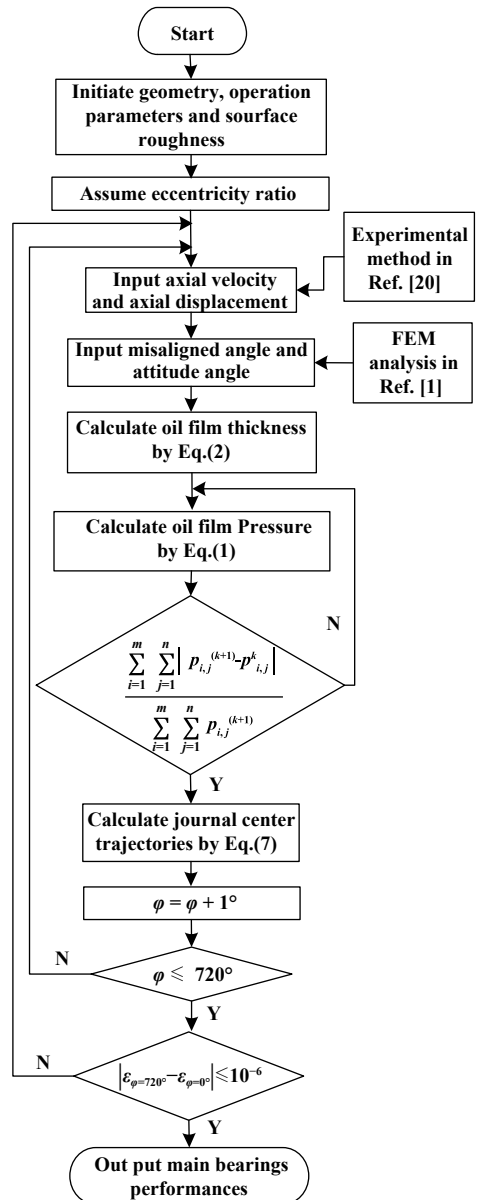


Fig. 7 Calculation flow chart

图7 计算流程示意

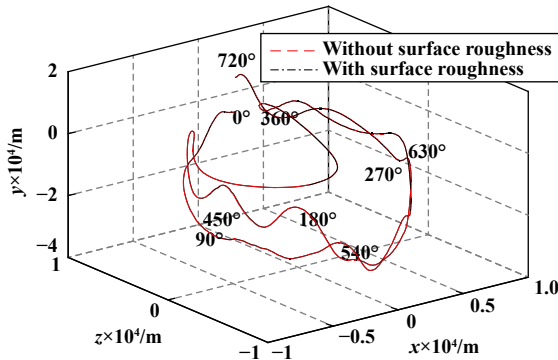
表 1 曲轴轴承结构等参数

Table 1 Parameters of crankshaft main bearing

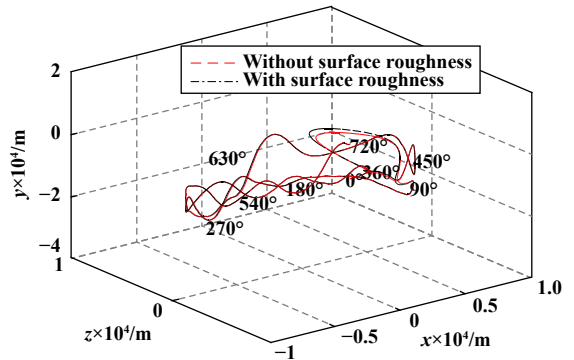
Parameter	Specification
Rotational speed/(r/min)	3 200
Engine type	4-cylinder, 4-stroke, water-cooling
Rated power/kW	76
Max. torque/(N·m)	262
Bearing radius/mm	40
Bearing width/mm	28
Main bearing radius clearance/mm	0.072 75
Main bearing oil groove width/mm	4
Lubricating oil viscosity/(Pa·s)	0.010 26
Oil pressure/Pa	20 000
Spindle neck equivalent mass/kg	1.284
Journal surface roughness/ μm	0.15
Bearing surface roughness/ μm	0.15
Oil pressure inlet/MPa	0.55

图9为计及曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响时, 在内燃机1个工作循环中曲轴第一和第三主轴承最小油膜厚度的变化情况. 与仅单一考虑曲轴轴向运动或摩擦表面粗糙度影响的结果相比, 综合考虑曲

轴轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响时, 主轴承最小油膜厚度在内燃机1个工作循环中的变化规律基本没有变化, 但最小油膜厚度最小值变化显著. 仅考虑摩擦表面粗糙度而不计曲轴轴向运动的影响时, 第一和第三主轴承最小油膜厚度的最小值分别为0.993 4和0.370 7 μm , 综合考虑曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度时分别为0.956 8和0.392 4 μm , 则第一主轴承最小油膜厚度最小值降低了3.68%, 而第三主轴承反而增大了5.87%, 出现这种现象的主要原因是第一和第三主轴承轴颈的倾角大小及倾斜方位存在明显差异, 相同曲轴轴向位移和不同轴颈倾斜状况的耦合作用下, 致使倾斜轴承轴颈中心在曲轴轴向运动的驱动下引起的径向位移分量差异较大. 结合图1可知, 当轴颈倾角及倾斜方位一定时, 轴颈向左运动时, 轴承最小油膜厚度减小, 向右运动时, 轴承最小油膜厚度增大, 因此曲轴轴向运动对不同主轴承最小油膜厚度最小值的影响趋势及程度与轴颈倾角、方位以及曲轴轴向运动方向和大小直接相关. 仅计及曲轴轴向运动而不



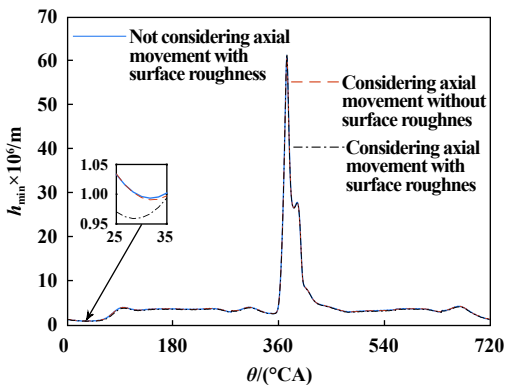
(a) No.1 main journal



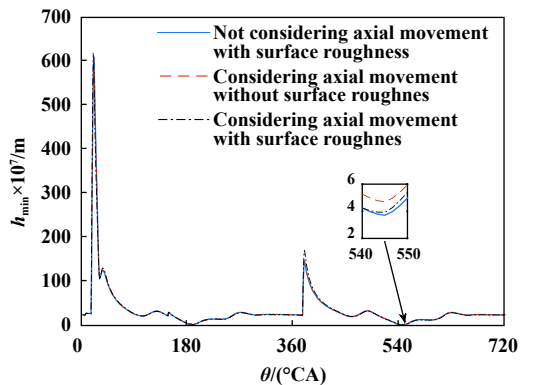
(b) No.3 main journal

Fig. 8 Journal center trajectories of main bearings

图 8 主轴承轴心轨迹



(a) No.1 main journal



(b) No.3 main journal

Fig. 9 Minimum oil film thickness of main bearing

图 9 主轴承的最小油膜厚度

计摩擦表面粗糙度的影响时,第一和第三主轴承最小油膜厚度最小值分别为0.990 5和0.469 6 μm ,综合考虑曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度时,第一和第三主轴承最小油膜厚度最小值分别降低了3.40%和16.44%,这是因为与第一主轴承相比,第三主轴承最小油膜厚度最小值相对较小,摩擦表面粗糙度的影响程度相对增大.

图10为计及曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响时,在内燃机1个工作循环中第一和第三主轴承最大油膜压力的变化情况.与单一考虑曲轴轴向运动或摩擦表面粗糙度影响的结果相比,综合考虑曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响时,主轴承最大油膜压力在内燃机1个工作循环中大部分时刻的变化规律基本不变,但在部分时刻变化明显,尤其在最大油膜压力最大值(也即最小油膜厚度最小值附近)附近变化最为显著.仅考虑摩擦表面粗糙度而不计曲轴轴向运动的影响时,第一和第三主轴承最大油膜压力最大值分别为200.62和260.29 MPa,计及曲轴轴向运动的影响后分别为222.69和242.10 MPa,则第一主轴承最

大油膜压力的最大值增大了11.00%,而第三主轴承减小了6.99%,主要是因为计及曲轴轴向运动后第一主轴承最小油膜厚度的最小值明显减小,第三主轴承最小油膜厚度最小值显著增大.仅计及曲轴轴向运动而不考虑摩擦表面粗糙度的情况下,第一和第三主轴承最大油膜压力的最大值分别为192.47和175.78 MPa,考虑摩擦表面粗糙度的影响时第一和第三主轴承最大油膜压力最大值分别增大了15.70%和37.73%,这是因为与第一主轴承相比,第三主轴承最小油膜厚度最小值降低程度相对较大.

图11为计及曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响时,在内燃机1个工作循环中第一和第三主轴承摩擦功耗的变化情况.由图11(a)可知,与单一考虑曲轴轴向运动或摩擦表面粗糙度影响的结果相比,综合考虑曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度时,第一主轴承摩擦功耗在内燃机1个工作循环内的大部分时刻均明显增大,这是因为计及曲轴轴向运动时,轴承摩擦功耗不仅与轴颈表面切向摩擦力有关还与轴颈轴向表

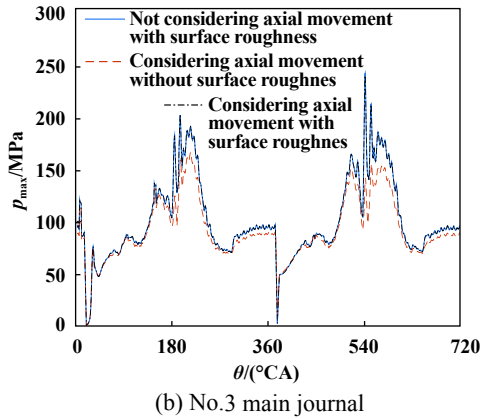
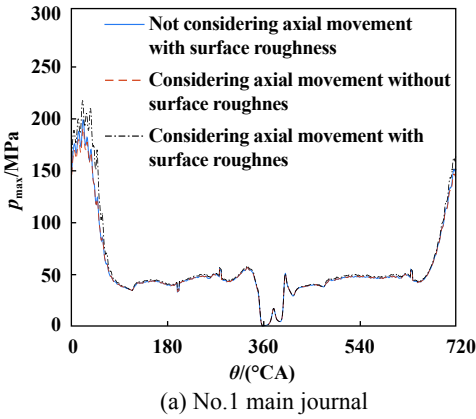


Fig. 10 Maximum oil film pressure of main bearing

图 10 主轴承的最大油膜压力

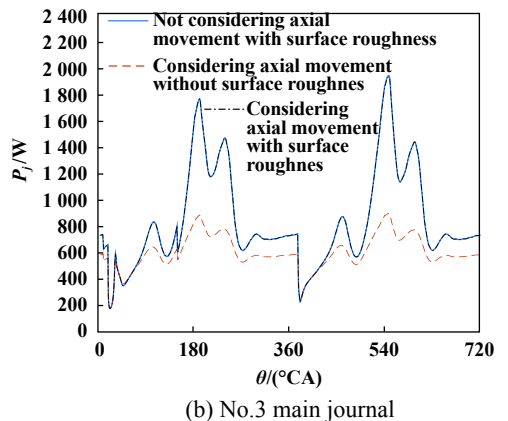
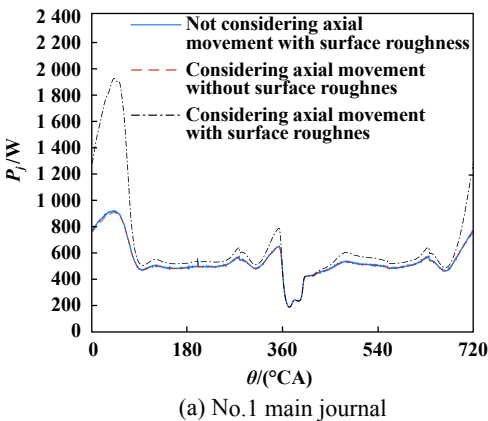


Fig. 11 Frictional power loss of main bearing

图 11 主轴承的摩擦功耗

面摩擦力直接相关,一方面综合考虑曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响时轴承油膜压力增大,摩擦功耗变大,另一方面曲轴轴向运动引起润滑油沿轴颈轴向表面运动也会产生摩擦损耗,因此轴承总摩擦功耗增大.由图11(b)易知,与不计曲轴轴向运动粗糙表面主轴承相比,计及轴向运动的影响后,第三主轴承摩擦功耗几乎不变,出现这种现象的原因主要是计及轴向运动时摩擦功耗会有所增加,但同时轴承油膜压力的减小[结合图9(b)]又降低轴承摩擦功耗,两者的耦合作用下,轴承摩擦功耗变化较小;与计及轴向运动光滑表面轴承相比,综合考虑轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响后,第三主轴承摩擦功耗明显增大,这是因为考虑摩擦表面粗糙度的影响后轴承最大油膜压力明显增大.

表2为计及曲轴轴向运动和摩擦表面粗糙度的影响时,在内燃机1个工作循环内各主轴承最小油膜厚度最小值.与不考虑摩擦表面粗糙度情况相比,考虑

摩擦表面粗糙度时,曲轴轴向运动对内燃机各主轴承最小油膜厚度最小值的影响趋势不变,但影响程度变化显著,第一主轴承受影响程度明显增大,第二、三主轴承受影响程度显著降低,第四、五主轴承受影响程度略有减小.不计曲轴轴向运动情况下,与不考虑摩擦表面粗糙度的影响相比,考虑粗糙度的影响时内燃机主轴承最小油膜厚度最小值均有不同程度的减小^[15-16];计及曲轴轴向运动情况下,与不考虑摩擦表面粗糙度的影响相比,考虑粗糙度的影响时内燃机主轴承最小油膜厚度变化趋势及程度发生显著变化,第二主轴承最小油膜厚度最小值增大了15.35%,出现这种现象的主要原因是考虑摩擦表面粗糙度时曲轴轴向运动使第二主轴承最小油膜厚度最小值减小幅度远大于考虑摩擦表面粗糙度时曲轴轴向运动使其减小的幅度.综上,无论是否考虑摩擦表面粗糙度的影响,曲轴轴向运动对内燃机各主轴承最小油膜厚度最小值的影响趋势不变,但影响程度变化显著.

表 2 为计及曲轴轴向运动时,在内燃机一个工作循环内各主轴承最小油膜厚度最小值及变化情况

Table 2 shows the minimum oil film thickness of each main bearing in an internal combustion engine working cycle and its variation when the crankshaft axial motion is taken into account.

Sample without surface roughness	Minimum oil film thickness/nm				Variation/%	Sample with surface roughness	Minimum oil film thickness/nm				Variation/%
	Not considering the axial movement	Considering the axial movement	Difference				Not considering the axial movement	Considering the axial movement	Difference		
No.1	1.0001	0.9905	0.0096	-0.96	No.1	0.9934	0.9568	0.0366	-3.68		
No.2	1.2867	1.0191	0.2676	-20.80	No.2	1.2676	1.1755	0.0921	-7.27		
No.3	0.3777	0.4696	-0.0919	24.33	No.3	0.3707	0.3924	-0.0217	5.87		
No.4	2.4046	2.3712	0.0334	-1.39	No.4	2.3940	2.3894	0.0046	-0.19		
No.5	0.1693	0.1648	0.0045	-2.66	No.5	0.1640	0.1610	0.0030	-1.81		

6 结论

a. 综合考虑曲轴沿轴承轴线方向运动状况、曲轴变形和摩擦表面粗糙度的影响,建立了耦合曲轴轴向运动粗糙表面主轴承润滑分析模型,为进一步曲轴轴承润滑设计奠定基础.

b. 计及曲轴轴向运动后主轴承轴心轨迹为1条三维空间曲线,且在内燃机1个稳定工作循环内,其轨迹曲线不封闭.

c. 与不计曲轴轴向运动的影响结果相比,无论是否考虑摩擦表面粗糙度的影响,曲轴轴向运动对主轴承润滑特性参数的影响趋势基本不变,但影响程度变化显著.

d. 不计曲轴轴向运动情况下,与不计摩擦表面粗糙度的影响相比,考虑摩擦表面粗糙度时各主轴承最

小油膜厚度最小值均有不同程度的减小,而计及曲轴轴向运动后,考虑摩擦表面粗糙度时第二和第四主轴承最小油膜厚度最小值有不同程度增大.

参考文献

[1] Sun J, Wang J, Gui C. Whole crankshaft beam-element finite-element method for calculating crankshaft deformation and bearing load of an engine[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part J Journal of Engineering Tribology, 2010, 224(3): 299-303. doi: 10.1243/13506501JET677.

[2] Zhang Zhenshan, Dai Xudong, Zhang Zhinan, et al. Thermoelastohydrodynamic lubrication analysis of misaligned plain journal bearings[J]. Journal of Shanghai Jiaotong University, 2013, 47(9): 1347-1352 (in Chinese) [张振山, 戴旭东, 张执南, 等. 轴颈倾斜的径向轴承热弹性流体动力润滑分析[J]. 上海交通大学学报, 2013, 47(9): 1347-1352].

[3] Deng Mei, Sun Jun, Fu Yonghong, et al. Thermoelastohydrody-

- dynamic lubrication analysis of bearing considering shaft deformation and surface roughness[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2010, 46(15): 95–101 (in Chinese) [邓玫, 孙军, 符永红, 等. 计及轴受载变形的粗糙表面轴承热弹性流体动力润滑分析[J]. *机械工程学报*, 2010, 46(15): 95–101].
- [4] Lahmar M, Harouadi F, Frihi D, et al. Comparison of the dynamic behaviour of two misaligned crankshaft bearings[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part D Journal of Automobile Engineering*, 2000, 214(8): 991–997.
- [5] Lahmar M. The effect of misalignment on performance characteristics of engine main crankshaft bearings[J]. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 2002, 21: 703–714. doi: [10.1016/S0997-7538\(01\)01202-5](https://doi.org/10.1016/S0997-7538(01)01202-5).
- [6] He Zhixian, Gui Changlin, Li Zhen, et al. Couple research on dynamics and tribology of crankshaft-bearing system considering misalignment caused by elastic deflection[J]. *Transactions of The Chinese Society of Agricultural Machinery*, 2007, 38(12): 5–10 (in Chinese) [何芝仙, 桂长林, 李震, 等. 计入轴倾斜的曲轴-轴承系统动力学摩擦学耦合分析[J]. *农业机械学报*, 2007, 38(12): 5–10]. doi: [10.3969/j.issn.1000-1298.2007.12.002](https://doi.org/10.3969/j.issn.1000-1298.2007.12.002).
- [7] Zhen-Peng HE, Zhang J H, Xie W S, et al. Misalignment analysis of journal bearing influenced by asymmetric deflection, based on a simple stepped shaft model[J]. *Journal of Zhejiang University*, 2012, 13(9): 647–664. doi: [10.1631/jzus.A1200082](https://doi.org/10.1631/jzus.A1200082).
- [8] Sun Jun, Cai Xiaoxia, Liu Liping, et al. Analysis of elasto-hydrodynamic lubrication of crankshaft bearing considering deformation of engine block and crankshaft[J]. *Transactions of CSICE*, 2010(3): 275–280 (in Chinese) [孙军, 蔡晓霞, 刘利平, 等. 计入机体和曲轴变形的曲轴轴承弹流润滑分析[J]. *内燃机学报*, 2010(3): 275–280].
- [9] Zhang Y, Duan S, Wei L, et al. An EHD-mixed lubrication analysis of main bearings for diesel engine based on coupling between flexible whole engine block and crankshaft[J]. *Industrial Lubrication and Tribology*, 2015, 67(2): 150–158. doi: [10.1108/ILT-08-2013-0088](https://doi.org/10.1108/ILT-08-2013-0088).
- [10] Cai Xiaoxia, Sun Jun, Liu Liping, et al. Elasto-hydrodynamic lubrication of main bearing for internal combustion engine considering block deformation[J]. *Tribology*, 2010, 30(2): 118–122 (in Chinese) [蔡晓霞, 孙军, 刘利平, 等. 计及机体变形的内燃机主轴承弹性流体动力润滑分析[J]. *摩擦学学报*, 2010, 30(2): 118–122]. doi: [10.16078/j.tribology.2010.02.017](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2010.02.017).
- [11] Boedo S. A Hybrid mobility solution method for dynamically loaded misaligned journal bearings[J]. *Journal of Tribology*, 2013, 135(2): 77–82.
- [12] Rao T V V L N, Rani A M A, Nagarajan T, et al. Analysis of journal bearing with double-layer porous lubricant film: influence of surface porous layer configuration[J]. *STLE Tribology Transactions*, 2013, 56(5): 841–847. doi: [10.1080/10402004.2013.801100](https://doi.org/10.1080/10402004.2013.801100).
- [13] Brito F P, Miranda A S, Claro J C P, et al. Thermohydrodynamic modelling of journal bearings under varying load angle and negative groove flow rate[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 2014, 228(9): 955–973. doi: [10.1177/1350650114526388](https://doi.org/10.1177/1350650114526388).
- [14] Wang Xiaoli. Thermohydrodynamic lubrication analysis of main bearings for internal combustion engine taking surface topography effect into account[D]. Beijing: Tsinghua University, 1999(in Chinese) [王晓力. 计入表面形貌效应的内燃机主轴承热流体动力润滑分析[D]. 北京: 清华大学, 1999].
- [15] Sun J, Gui C L, Wang Z H. Research on elasto-hydrodynamic lubrication of a crankshaft bearing with a rough surface considering crankshaft deformation[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part D Journal of Automobile Engineering*, 2008, 222(12): 2403–2414. doi: [10.1243/09544070JAUTO781](https://doi.org/10.1243/09544070JAUTO781).
- [16] Fengrong B I, Kang S, Liu C, et al. Analysis of thermoelasto-hydrodynamic performance of journal misaligned engine main bearings[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2015, 28(3): 511–520. doi: [10.3901/CJME.2015.0228.020](https://doi.org/10.3901/CJME.2015.0228.020).
- [17] Lorenz N, Offner G, Knaus O. Fast thermoelasto-hydrodynamic modeling approach for mixed lubricated journal bearings in internal combustion engines[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part J Journal of Engineering Tribology*, 2015, 229(8): 208–210.
- [18] You X M, Shi X T, Ma X G, et al. Analysis and optimum structure of deformation coordination of crankshaft-bearing system[J]. *Applied Mechanics and Materials*, 2017, 868: 224–229. doi: [10.4028/www.scientific.net/AMM.868.224](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.868.224).
- [19] Wei Lidui, Wei Haijun, Duan Shulin, et al. Vibration research of flexible crankshaft coupled with EHD of marine diesel engine[J]. *Journal of Harbin University of Engineering*, 2017, 38(2): 181–188 (in Chinese) [魏立队, 魏海军, 段树林, 等. 船舶柴油机柔性曲轴与机体EHD耦合下振动研究[J]. *哈尔滨工程大学学报*, 2017, 38(2): 181–188].
- [20] Gui changlin, He Zhixian, Li Zhen, et al. Dynamic method to calculate shaft center trajectory of bearing of internal combustion engine[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2009, 45(8): 163–170 (in Chinese) [桂长林, 何芝仙, 李震, 等. 求解内燃机曲轴-轴承轴心轨迹的动力学方法[J]. *机械工程学报*, 2009, 45(8): 163–170].
- [21] Yang Yang, Sun Jun, Zhao Xiaoyong, et al. Experimental study of 3D trajectory of journal center of crankshaft bearings in multi-cylinder internal combustion engine[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2012, 48(3): 174–179 (in Chinese) [扬扬, 孙军, 赵小勇, 等. 多缸内燃机曲轴轴承三维轴心轨迹的试验研究[J]. *机械工程学报*, 2012, 48(3): 174–179].
- [22] Patir N, Cheng H S. An average flow model for determining effects of three-dimensional roughness on partial hydrodynamic lubrication[J]. *Journal of Lubrication Technology-Transactions of The ASME*, 1978, 100(1): 12–17. doi: [10.1115/1.3453103](https://doi.org/10.1115/1.3453103).
- [23] Patir N. Application of average flow model to lubrication between rough sliding surfaces[J]. *Journal of Lubrication Technology-Transactions of The ASME*, 1979, 101(2): 220–230. doi: [10.1115/1.3453329](https://doi.org/10.1115/1.3453329).

DOI: 10.16078/j.tribology.2019056

牙齿表面微观磨损形貌的数值化分析研究

华李成^{1*}, 王玮园², 黄海波¹, 沈明学³

(1. 宁波大学 机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211;

2. 浙江大学医学院附属杭州市第一人民医院 口腔科, 浙江 杭州 310006;

3. 华东交通大学 材料科学与工程学院, 江西 南昌 330013)

摘要: 牙齿表面磨损一般通过显微镜进行形貌图像表征分析, 而数值化分析牙齿表面磨损形貌的工作相对较少. 本研究中通过白光共聚焦显微镜, Solarmap Universal 软件和Tooth-Frax软件对牙齿咬合前后表面磨损形貌进行数值化分析, 建立磨损前后表面尺度敏感曲线. 结果显示: 牙齿表面磨损形貌可以通过轮廓分形分析法建立相应的表面尺度敏感曲线, 形成表面磨损尺度敏感数字信号. 本工作的主要目的是寻求通过表面磨损数值化分析为研发牙齿磨损动态监测设备提供理论基础和技术支撑.

关键词: 磨损; 数值化; 牙齿; 分形分析; 尺度敏感

中图分类号: TH117.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0541-06

Numerical Analysis of Microwear Morphology of Tooth Surface

HUA Licheng^{1*}, WANG Weiyuan², HUANG Haibo¹, SHEN Mingxue³

(1. Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Zhejiang Ningbo 315211, China

2. Department of stomatology, Affiliated Hangzhou First People's Hospital, Zhejiang University School of Medicine, Zhejiang Hangzhou 310006, China

3. A college of materials science & engineering, East China Jiaotong University, Jiangxi Nanchang 330013, China)

Abstract: Tooth wear was characterized by microscopic image in general cases. There was little work focusing on the numerical analysis of the morphology of tooth wear. In this work, white-light confocal profiler, Slarmap Universal and Tooth-Frax were employed for numerical analysis of tooth wear morphology to establish scale-sensitive fractal analysis curve. The results showed that there was a relationship between tooth wear morphology and scale-sensitive fractal analysis curve for further building digital signals. A main purpose of this work was to provide theoretical basis and technical support for developing tooth surface sensor to monitor tooth wear dynamically.

Key words: wear; numerical analysis; tooth; fractal analysis; scale-sensitive

牙齿是哺乳动物重要的硬组织之一, 在整个生命活动过程中一般需要咬合上百万次不同的食物介质, 其表面磨损通常很难避免^[1-2]. Zhou等^[3]自上世纪90年代开始一直对人类牙齿的一系列生物摩擦学机理进

行研究并取得了较多的成果, 如发现了牙齿界面的多级抗磨机制, 自润滑和唾液膜协同减磨机制, 再矿化自修复机制等, 近些年来又将研究范围扩展到陆地上多种典型哺乳动物牙齿的生物摩擦学机理研究^[4-7]. 在

Received 8 April 2019, revised 17 May 2019, accepted 24 June 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: hualicheng@nbu.edu.cn, Tel: +86-816-6089685.

The project was supported by the Natural Science Foundation of Zhejiang Province, China (LQ19E050006), Natural Science Foundation of Zhejiang education department (Y201839291), the Tribology Science Fund of State Key Laboratory of Tribology (SKLTKF18B08), Research fund from Ningbo University and KC Wong Magna Fund through Ningbo University.

浙江省自然科学基金(LQ19E050006), 浙江省教育厅科研计划(Y201839291), 摩擦学国家重点实验室开放基金(SKLTkf18B08), 宁波大学科研启动基金和王宽诚教育基金资助.

实际生活中, 牙齿表面磨损通常需要积累到一定程度才会被察觉, 譬如牙釉质磨穿会引发牙齿酸、疼等, 而人们对牙釉质磨穿前的磨损过程则很难感知, 因此, 亟需开发牙齿磨损的动态监测设备, 尤其是动态监测牙齿表面磨损的传感器, 然而关于牙齿磨损的许多表征方法目前很难应用于发展动态监测牙齿表面磨损的传感器。

牙齿表面磨损传感器的重要指标是能否建立表面磨损敏感度参数, 形成表面磨损敏感度的数字信号。前期研究表明, 基于牙齿表面微观磨损形貌的数值化分析可以建立尺度敏感曲线。Scott和Ungar等^[8-9]首先提出牙齿微观磨损形貌分析^[10-11]与表面轮廓分形分析^[12-15]相结合, 并将该方法大量应用于古人类和哺乳动物饮食结构分析, 取得了较好的效果^[16-17]。Ungar团队采用该方法, 进一步分析了牙齿咬合角度、咬合介质与磨损形貌之间的关联^[18-19], 发现牙齿表面因不同角度、不同介质引起的磨损形貌可以使用形貌与轮廓分析法建立相应的表面尺度敏感曲线, 形成相应的数字信号。

本研究中主要使用白光共聚焦显微镜, Solarmap Universal软件和Tooth-Frax软件对牙齿咬合前后表面的磨损情况进行数值化分析, 并建立相应的表面尺度敏感曲线和数字信号。本工作的主要目的是尝试寻求通过建立与表面磨损相对的数字化型号, 为研发牙齿磨损动态监测设备提供理论基础和技术支撑。

1 试验部分

1.1 材料及制备

本试验中使用的样品为猪牙($N=12$)、鹿($N=2$)和黑熊($N=2$)的磨牙。猪牙样品的处理方法如下: 每一颗牙齿放入圆形模具中使牙齿咬合面与模具平面平行并使用丙烯酸树脂固化, 首选使用400#的砂纸打磨样品直至露出牙齿咬合面, 然后依次使用600#、1 000#、1 500#和2 000#的砂纸打磨露出的牙齿咬合面, 再依次使用5.0、3.5、1.5和0.5 μm 的金刚石抛光膏进行抛光至表面粗糙度不高于0.5 μm , 最后用超纯水冲洗样品表面并晾干^[20]。由于鹿牙和黑熊牙齿比较珍贵, 在本试验中采用磨损后重新抛光的方法, 进行重复使用, 抛光方法与猪牙样品的制备方法相同。

1.2 试验方法

本试验中咬合介质采用了骨头、表面带有硅砂的骨头、石榴核、樱桃核、大米、灌木、大麦和表面带有硅砂的胡萝卜, 通过MTS858机械测试系统(Eden Prairie,

MN)以15 mm/s的速度进行咬合破碎试验。咬合前后牙齿表面形貌通过印模材料(ISO 4823, Type 2, medium consistency Polyvinylsiloxane)通过压印的方法对磨损前后形貌进行动态记录。

使用白光共聚焦显微镜(PI NEOX, Sensofar Crop)扫描牙齿咬合试验前后的印模样品表面, 扫描面积为133 $\mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$, 然后将扫描数据导入Solarmap Universal (Solarius Development Inc)系统中将扫描得到表面形貌数值化, 再使用Tooth-Frax (Surfract Corp)进行相对尺度数值分析。

1.3 试验参数

本文中主要使用的参数为区域不规则复杂度(Area-scale fractal complexity), 在本文中简写为Asfc^[21]。Asfc是根据测量区域平面度与相对区域面积形成的曲线, 取该曲线的最陡峭部分形成的直线^[8-9]。

2 结果与讨论

2.1 磨损形貌与对应曲线

图1为猪牙连续10次咬碎猪骨前后的表面形貌结构[见图1(a~b)]和区域不规则复杂度变化曲线[见图1(c)]。结果显示牙齿在咬碎骨头后在其表面部分区域发生了显著磨损[见图1(b)], 磨损形貌为磨坑和划痕。图1(c)中面积-相对区域曲线分别对应图1(a)的磨损前和图1(b)的磨损后表面, 磨损前曲线比较平缓, 磨损后曲线变的相对陡峭。每条曲线最陡峭部分形成的直线代表区域不规则复杂度Asfc, 结果显示磨损前表面Asfc值为0.767, 磨损后表面Asfc值为2.227, 牙齿磨损后Asfc值显著升高。

图2为猪牙咬碎1次表面带有硅砂的猪骨前后的形貌结构[见图2(a~b)]和区域不规则复杂度变化曲线[见图2(c)]。结果显示牙齿在咬碎带有硅砂的猪骨后其表面全区域发生了显著磨损[见图2(b)], 磨损形貌均为小磨坑。图2(c)所示为磨损前后的面积-相对区域曲线, 磨损前曲线比较平缓, 磨损后变的非常陡峭。磨损前Asfc值为0.786, 磨损后Asfc值为5.188, Asfc值在磨损前后发生显著变化。

为了测试形貌变化数值化曲线的敏感度, 使用多种动物牙齿咬碎相对骨头较软的介质, 如图3所示, 为多种动物牙齿分别连续10次咬碎石榴核、樱桃核、大米、灌木和介质前后表面形貌对应的数值化曲线。结果显示, 猪牙在分别咬碎石榴核[见图3(a)]与樱桃核[见图3(b)]后表面形貌对应的数值曲线都发生相应的升高; 鹿牙在咬碎大米[见图3(c)], 熊牙咬碎分别咬碎

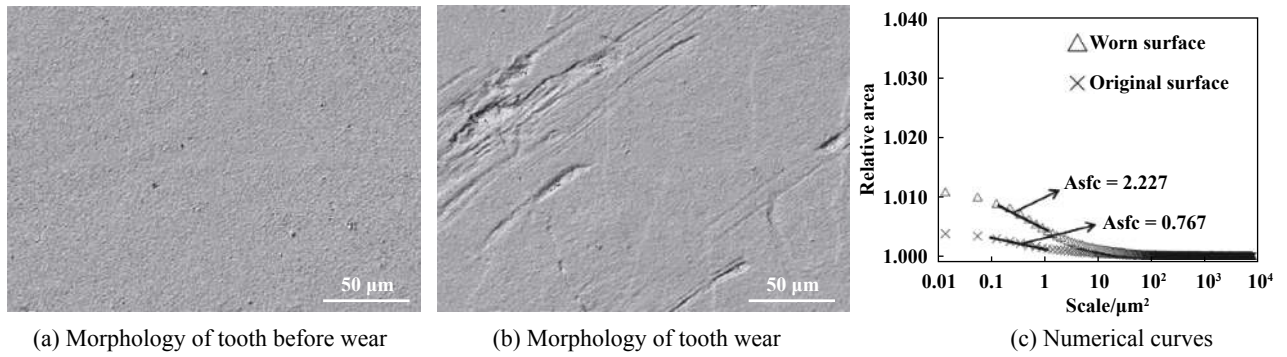


Fig. 1 Surface morphology and corresponding numerical curves of tooth wear

图 1 牙齿咬碎猪骨前后表面形貌和对应的数值化曲线

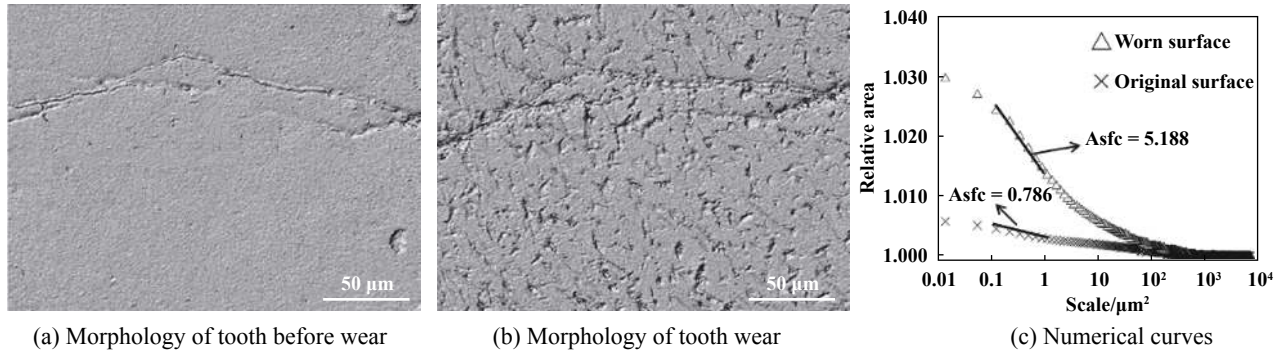


Fig. 2 Surface morphology and corresponding numerical curves of tooth wear

图 2 牙齿咬碎表面带有硅砂的猪骨前后表面形貌和对应的数值化曲线

灌木[见图3(d)]与大麦[见图3(e)]后表面形貌对应的数值曲线基本不发生变化;另外,熊牙咬碎表面带有硅砂的胡萝卜[见图3(f)]后表面形貌对应的数值曲线也发生相应的升高.与曲线相对应的区域不规则复杂度Asfc值列于表1中,猪牙咬碎石榴核前表面Asfc值为0.564,咬碎后表面Asfc值为0.872;咬碎樱桃核前表面Asfc值为0.473,咬碎后表面Asfc值为1.166.鹿牙咬碎大米前表面Asfc值为0.601,咬碎后表面Asfc值为0.647.熊牙咬碎灌木前表面Asfc值为0.411,咬碎后表面Asfc值为0.414;咬碎大麦前表面Asfc值为0.512,咬碎后表面Asfc值为0.539;咬碎表面带有硅砂的胡萝卜前表面Asfc值为0.479,咬碎后表面Asfc值为1.063.

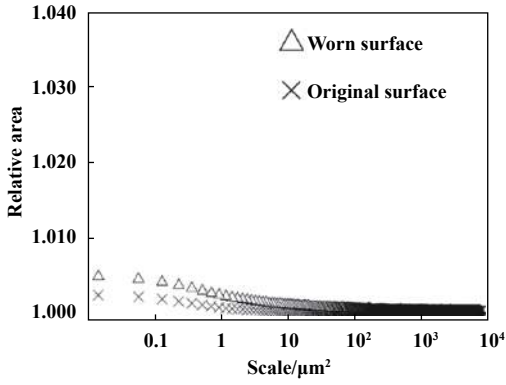
2.2 区域不规则复杂度Asfc敏感性解析

以上结果显示牙齿在咬合不同的介质过程中在表面产生的磨损形貌显著不同.单独咬合猪骨后,牙齿表面局部区域产生较大的磨坑和划痕;咬合猪骨与硅砂混合物后,牙齿全部区域产生小磨坑.不同的磨损形貌导致面积-相对区域曲线变化程度也发生显著的不同,如图1(c)和图2(c)中显示,由连续10次咬碎猪骨引起的面积-相对区域曲线变化程度小于由咬碎1次表面带有硅砂的猪骨,相对应的Asfc值变化幅度也不

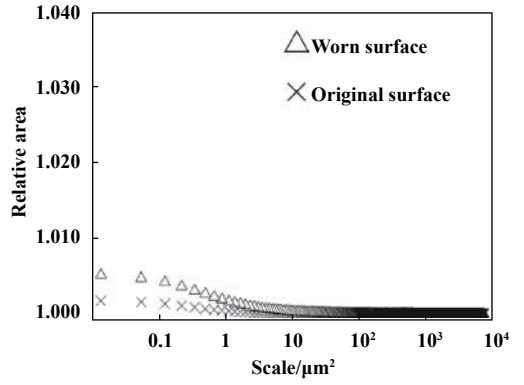
同.如表1所示,猪牙连续10次咬碎猪骨后牙齿表面的Asfc变化值 $\Delta Asfc$ 为1.460,而咬碎1次表面带有硅砂的猪骨牙齿表面Asfc变化值 $\Delta Asfc$ 为4.402.相对于猪骨,樱桃核和石榴核较软,猪牙在分别连续10次咬碎石榴核与樱桃核后, $\Delta Asfc$ 分别为0.308和0.693.如表2~3所示,使用鹿牙连续10次咬碎大米,熊牙连续10次咬碎灌木和大麦之后, $\Delta Asfc$ 分别为0.047、0.003和0.027,而用熊牙咬碎表面带有硅砂的胡萝卜后 $\Delta Asfc$ 为0.584.综上所述,通过使用多种动物牙齿咬合多种软硬不同的介质后采集的Asfc数值显示具有极好的敏感性.

2.3 表面磨损形貌数值化曲线机理

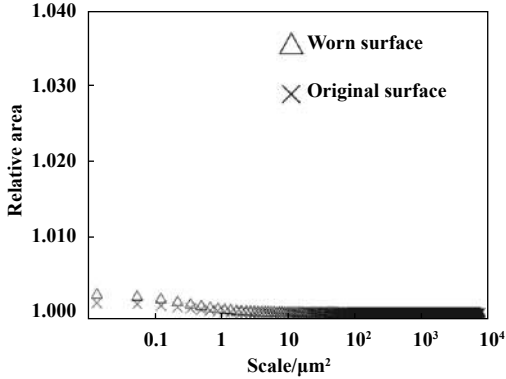
如何理解通过表面尺度分形分析磨损形貌建立的敏感曲线和Asfc数值?以图4为例,如图4(a)中所示,表面相对比较平整时(即尚未发生磨损或者磨损程度较低的表面),当测量点间距较短时(即测量精度较高时),由测量点连线形成的平面具有显著的凹凸起伏,测量所得表面不平整度相对较高,如图4(a)中虚线所示,其测量形貌也最接近真实形貌;当测量点间距变长后(即测量精度不断降低),由测量点连线形成的平面凹凸起伏不断降低,测量所得表面不平整度也



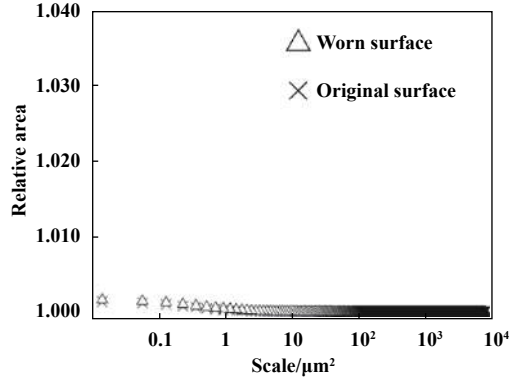
(a) Pig teeth break pomegranate



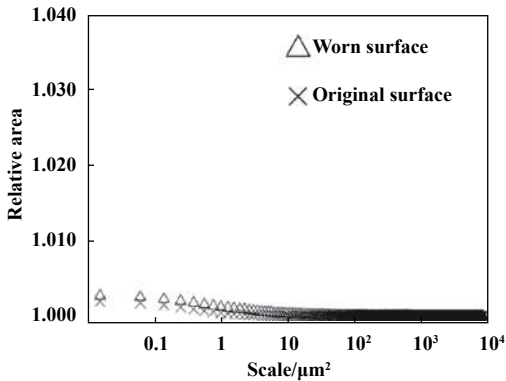
(b) Pig teeth break cherry seed



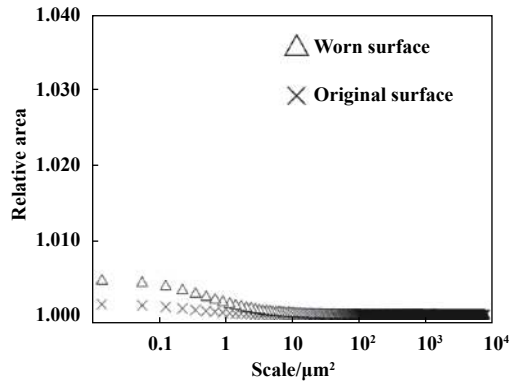
(c) Deer teeth break rice



(d) Bear teeth break wood



(e) Bear teeth break barley



(f) Bear teeth break carrot with grit

Fig. 3 Numerical curves of tooth wear

图3 牙齿咬合前后表面形貌数值化曲线

表1 猪牙表面磨损前后Asfc值

Table 1 Asfc value of before and after pig tooth wear

Break medium	Original Asfc	Worn Asfc	ΔAsfc
Bone only	0.767	2.227	1.460
Bone with grit	0.786	5.188	4.402
pomegranate	0.564	0.872	0.308
cherry seed	0.473	1.166	0.693

表2 鹿牙表面磨损前后Asfc值

Table 2 Asfc value of before and after deer tooth wear

Break medium	Original Asfc	Worn Asfc	ΔAsfc
Rice	0.601	0.648	0.047

表3 熊牙表面磨损前后Asfc值

Table 3 Asfc value of before and after bear tooth wear

Break medium	Original Asfc	Worn Asfc	ΔAsfc
Wood	0.411	0.414	0.003
Barley	0.512	0.539	0.027
Carrot with grit	0.479	1.063	0.584

随之降低,如图4(b~c)中虚线变化所示,其测量形貌与真实形貌具有一定差距.当表面本身相对不平整时(即发生磨损的表面),如图4(d)所示,当测量点间距较短

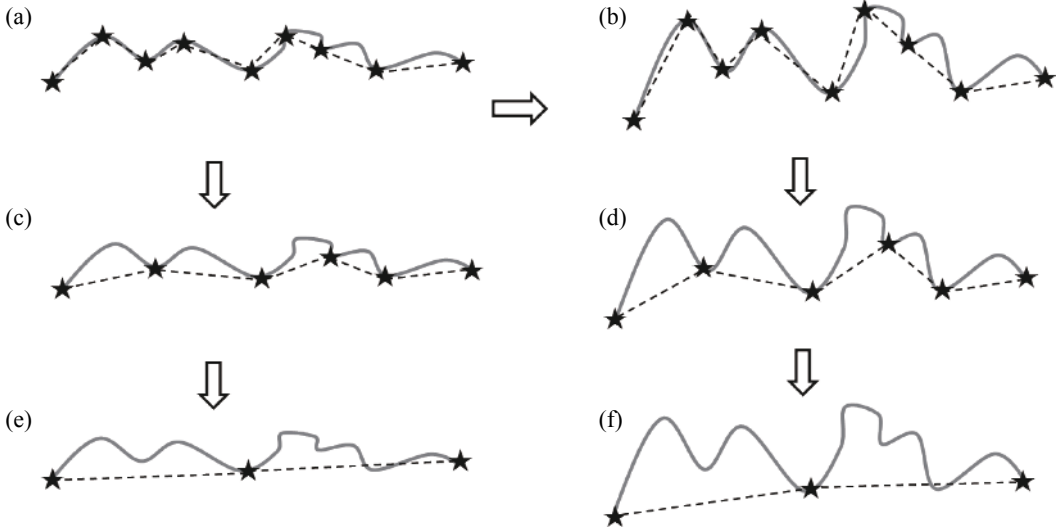


Fig. 4 Schematic diagram of relative flatness of different measured lengths
图 4 纵剖面不同测量长度相对平整度示意图

时,由测量点连线形成平面比较平整的表面更具有凹凸起伏性,如图4(d)中虚线所示,在选取相同测量间距时,其表面不平整度明显高于图4(a)。

另外,在测量点间距变长的过程中,当初始凹凸起伏程度较大时,测量所得的表面不平整度的降低相对于初始凹凸起伏程度较小的表面需要设定更大的测量面积,例如对比图4(b)与图4(e),图4(c)与图4(f),显示图4(b)测量的不平整度小于图4(e),图4(c)测量的不平整度小于图4(f);再如图1(c)中显示两条曲线开始重合点在 $10\ \mu\text{m}^2$,而图2(c)中两条曲线开始重合点在 $100\ \mu\text{m}^2$ 。进一步对图1、图2和图3中典型面积点 10^{-2} 、 10^{-1} 、 10^0 、 10^1 和 $10^2\ \mu\text{m}^2$ 的相对区域进行比较,对应的两条曲线之间的差值 ΔRA 列于表4~6中,数值变化在典型面积点存在显著不同,形成了显著的尺度敏感变化。

综上所述,牙齿表面磨损程度可以通过轮廓分形分析磨损形貌,建立相应的尺度敏感曲线,形成相应的表面磨损尺度敏感数字信号,这为研发检测牙齿表面是否发生磨损以及磨损程度的监测设备提供了良好的切入点,未来或许可以应用于一系列不可拆卸零

表 5 鹿牙表面典型面积点曲线之间的差值 ΔRA

Table 5 The value of ΔRA between two curves at typical area of deer tooth surface

Scale/ μm^2	ΔRA on rice
10^{-2}	0.0005
10^{-1}	0.0003
10^0	0.0000
10	0.0000
10^2	0.0000

表 6 熊牙表面典型面积点曲线之间的差值 ΔRA

Table 6 The value of ΔRA between two curves at typical area of bear tooth surface

Scale/ μm^2	ΔRA		
	Wood	Barley	Carrot with grit
10^{-2}	0.0000	0.0000	0.0040
10^{-1}	0.0000	0.0000	0.0025
10^0	0.0000	0.0000	0.0010
10	0.0000	0.0000	0.0000
10^2	0.0000	0.0000	0.0000

表 4 猪牙表面典型面积点曲线之间的差值 ΔRA

Table 4 The value of ΔRA between two curves at typical area of pig tooth surface

Scale/ μm^2	ΔRA			
	Bone only	Bone with grit	Pomegranate	Cherry seed
10^{-2}	0.0052	0.0251	0.0025	0.0031
10^{-1}	0.0041	0.0202	0.0018	0.0025
10^0	0.0025	0.0121	0.0011	0.0009
10	0.0000	0.0041	0.0000	0.0000
10^2	0.0000	0.0000	0.0000	0.0000

件的表面磨损程度监测。然而,目前形成的磨损形貌相对尺度敏感曲线和 Asfc 变化值也存在很大的缺陷,如单以相对尺度敏感曲线和 Asfc 变化值尚不能分辨磨损形貌为磨坑或者划痕,也很难分辨磨损是局部磨损还是全面磨损,需要将来进一步的细化探究。

3 结论

a. 牙齿表面磨损形貌通过轮廓分形分析法可以形成相应的相对尺度敏感曲线。

b. Asfc 数值随着牙齿表面磨损形貌变化而发生

显著变化.

c. Asfc数值具有极好的敏感度.

参考文献

- [1] Ungar P S. Mammal teeth: origin, evolution, and diversity[M]. Baltimore, MD: Johns Hopkins University Press, 2010.
- [2] Xia J, Tian Z R, Hua L C, et al. Enamel crystallite strength and wear: nanoscale responses of teeth to chewing loads[J]. The Royal Society of Interface, 2017, 14(135): 20170456. doi: [10.1098/rsif.2017.0456](https://doi.org/10.1098/rsif.2017.0456).
- [3] Zhou Z R, Yu H Y, Zheng J, et al. Dental Biotribology[M]. Springer Berlin Press, 2013.
- [4] Hua L C, Ungar P S, Zhou Z R, et al. Dental development and microstructure of bamboo rat incisors[J]. Biosurface and Biotribology, 2015, 1: 263–269. doi: [10.1016/j.bsbt.2015.11.001](https://doi.org/10.1016/j.bsbt.2015.11.001).
- [5] Hua L C, Zheng J, Zhou Z R, et al. A water-switchable interfacial bonding on tooth enamel surface[J]. ACS Biomaterials Science & Engineering, 2018, 4(7): 2364–2369.
- [6] Xiao H, Lei L, Peng J, et al. Research of the role of microstructure in the wear mechanism of canine and bovine enamel[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2019, 92: 33–39. doi: [10.1016/j.jmbbm.2018.12.036](https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2018.12.036).
- [7] Hua Licheng, Zheng Jing, Zhou Zhongrong. Effect of water content on the hardness and friction coefficient of swine teeth enamel[J]. Tribology, 2013, 33(3): 262–266 (in Chinese) [华李成, 郑靖, 周仲荣. 水分对猪牙表面硬度和摩擦系数的影响[J]. 摩擦学学报, 2013, 33(3): 262–266]. doi: [10.16078/j.tribology.2013.03.006](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2013.03.006).
- [8] Scott R S, Ungar P S, Bergstrom T S, et al. Dental microwear texture analysis shows within-species diet variability in fossil hominins[J]. Nature, 2005, 436(7051): 693–695. doi: [10.1038/nature03822](https://doi.org/10.1038/nature03822).
- [9] Scott R S, Ungar P S, Bergstrom T S, et al. Dental microwear texture analysis: technical considerations[J]. Journal of Human Evolution, 2006, 51(4): 339–349. doi: [10.1016/j.jhevol.2006.04.006](https://doi.org/10.1016/j.jhevol.2006.04.006).
- [10] Boyde A, Fortelius M. New confocal LM method for studying local relative microrelief with special reference to wear studies[J]. Scanning, 1991, 13(6): 429–430. doi: [10.1002/sca.4950130608](https://doi.org/10.1002/sca.4950130608).
- [11] Ungar P S, Brown C A, Bergstrom T S, et al. Quantification of Dental Microwear by Tandem Scanning Confocal Microscopy and Scale-Sensitive Fractal Analyses[J]. Scanning, 2003, 25(4): 9.
- [12] Brown C A, Savary G. Describing ground surface texture using contact profilometry and fractal analysis[J]. Wear, 1991, 141(2): 211–226. doi: [10.1016/0043-1648\(91\)90269-Z](https://doi.org/10.1016/0043-1648(91)90269-Z).
- [13] Brown C A, Charles P D, Johnsen W A, et al. Fractal analysis of topographic data by the patchwork method[J]. Wear, 1993, 161(1-2): 61–67. doi: [10.1016/0043-1648\(93\)90453-S](https://doi.org/10.1016/0043-1648(93)90453-S).
- [14] Brown C A, Johnsen W A, Hult K M. Scale-sensitivity, fractal analysis and simulations[J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 1998, 38(5): 633–637.
- [15] Brown C A, Siegmann S. Fundamental scales of adhesion and area-scale fractal analysis[J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2001, 41(13-14): 1927–1933.
- [16] Ungar P S, Sponheimer M. The diets of early hominins[J]. Science, 2011, 334: 190–193. doi: [10.1126/science.1207701](https://doi.org/10.1126/science.1207701).
- [17] Ungar P S. Mammalian dental function and wear: A review[J]. Biosurface and Biotribology, 2015, 1(1): 25–41. doi: [10.1016/j.bsbt.2014.12.001](https://doi.org/10.1016/j.bsbt.2014.12.001).
- [18] Hua L C, Brandt E T, Meullenet J F, et al. Technical note: An in vitro study of dental microwear formation using the BITE Master II chewing machine[J]. American Journal of Physical Anthropology, 2015, 158(4): 769–775. doi: [10.1002/ajpa.22823](https://doi.org/10.1002/ajpa.22823).
- [19] Daegling D J, Hua L C, Ungar P S. The role of food stiffness in dental microwear feature formation[J]. Archives of Oral Biology, 2016, 71: 16–23. doi: [10.1016/j.archoralbio.2016.06.018](https://doi.org/10.1016/j.archoralbio.2016.06.018).
- [20] Zheng J, Weng L Q, Shi M Y, et al. Effect of water contact on the nanomechanical properties and microtribological behavior of human tooth enamel[J]. Wear, 2013, 301: 316–323. doi: [10.1016/j.wear.2012.12.043](https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.043).
- [21] American Society of Mechanical Engineering. National Standard B46.1: Surface Texture, Surface Roughness, Waviness and Lay[M]. New York: American Society of Mechanical Engineers, 2002.

DOI: 10.16078/j.tribology.2019043

不同分子量和交联密度对形状记忆聚酰亚胺 摩擦学性能的影响机制研究

李霄^{1,2}, 杨增辉¹, 段春俭^{1,2}, 王廷梅¹, 王齐华^{1*}, 张新瑞^{1*}

(1. 中国科学院兰州化学物理研究所 固体润滑国家重点实验室, 甘肃 兰州 730000;
2. 中国科学院大学, 北京 100049)

摘要: 近年来由于形状记忆聚合物(SMPs)对热、光、磁和电等外界刺激的自主响应能力, 其作为智能润滑材料引起广泛的关注. 本研究中以3, 3', 4, 4'-联苯四甲酸二酐(BPDA)、4, 4'-二氨基联苯醚(ODA)和三聚氰胺为前驱体, 制备了一系列不同分子量(M_n)的热塑性(TPIs)和不同交联密度(d)的热固性(CPIs)形状记忆聚酰亚胺, 并采用球盘式往复摩擦试验机表征材料的摩擦学性能. 结果表明: 两类聚合物不仅具有不同的磨损机制, 且随着分子量 M_n 的增加和交联剂的引入, 材料的摩擦系数和体积磨损率显著降低; 此外, 摩擦过程中局部摩擦热诱发线性聚酰亚胺的局部形状记忆效应, 从而在一定程度上增加摩擦系数和磨损率, 但热固性聚酰亚胺受材料形状记忆效应的影响相对较小.

关键词: 聚酰亚胺; 形状记忆; 分子量; 交联度; 摩擦磨损
中图分类号: TH117.3 文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0547-09

Effects of Molecular Weight and Crosslinking Density on the Tribological Properties of Shape Memory Polyimides

LI Xiao^{1,2}, YANG Zenghui¹, DUAN Chunjian^{1,2}, WANG Tingmei¹, WANG Qihua^{1*}, ZHANG Xinrui^{1*}

(1. State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics,
Chinese Academy of Sciences, Gansu Lanzhou 730000, China
2. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

Abstract: In recent years, owing to the self-responsive ability of shape memory polymers (SMPs) towards thermal, optical, magnetic, electrical and other external stimulus, this smart material has attracted more and more attention in the self-lubricating materials field. In this study, 3, 3', 4, 4'-biphenyl tetracarboxylic acid dianhydride (BPDA), 4, 4'-diamino diphenyl ether (ODA) and melamine were used as precursor to prepare a series of thermoplastic polyimides (TPIs) with different molecular weights (M_n) and thermoset polyimide (CPIs) with different crosslinking densities (d). Moreover, dry sliding tests were performed on a ball-on-disc reciprocating wear tester to characterize the tribological performance of materials. The results show different friction and wear mechanisms for the two kinds of polymers. And with the increase of molecular weight M_n and the introduction of crosslinking agent, a significantly decrease were exhibited in the friction coefficient and volume wear rate of materials. In addition, local friction heat in the process of friction induced the local shape memory effect of linear polyimides, which reduced the coefficient of friction and wear rate to a certain extent. However, the shape memory effect on thermoset polyimides was insignificant.

Received 19 March 2019, revised 24 April 2019, accepted 12 May 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: wangqh@licp.cas.cn, Tel: +86-931-4968180; E-mail: xrui@licp.cas.cn, Tel: +86-931-4968369.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (51673205, 51875549), Talents Training Project of Youth Innovation Promotion Association(2018457) and the Key Research Program of Frontier Science, Chinese Academy of Science (QYZDJ-SSW-SLH056).

国家自然科学基金项目(51673205, 51875549), “青年创新促进会”人才培养项目(2018457)和中科院前沿科学重点研究项目(QYZDJ-SSW-SLH056)资助.

Key words: polyimide; shape memory; molecular weights; crosslinking densities; friction and wear

聚酰亚胺(Polyimides, PIs)是一类优异的工程塑料,具备良好的热稳定性、机械稳定性、耐溶剂性以及由于其刚性化学结构和较强的分子间相互作用而产生的抗磨性能^[1-3].这些优良的性能拓宽了PIs在汽车、轴承、航空航天和轨道交通系统中的应用^[2].近年来,随着研究学者对集成电路优良性能和新功能集成电路两方面的不断探索,形状记忆聚合物(Shape Memory Polymers, SMPs)由于其对外界刺激的自主响应能力引起了越来越多的关注^[4-9].PIs作为一种新型的高温形状记忆聚合物,不仅具有双向形状记忆功能^[6,8],而且通过分子结构修饰可以表现出多种形状记忆行为^[7,10],常作为传感器或驱动器应用在航空航天、汽车、空间可展开结构等领域.热塑性PIs的形状记忆效应(Shape Memory Effect, SME)是基于物理交联作为交联点来维持初始形状,物理交联包括大分子链的缠结和分子间相互作用(π - π 堆积)等^[6-7],同时,临时形状的固定和恢复由分子链玻璃态和橡胶态之间的变化(玻璃化转变)来控制^[6].热固性PIs在分子尺度上具有网络拓扑结构,可作为化学交联点保持材料的初始形状,能够防止分子链的滑移,而临时形状的固定和恢复与热塑性聚合物的机理是相似的^[5,8,11].

此外,热塑性PIs具有低磨损和自润滑能力,在摩擦学和密封领域得到了广泛的应用^[12-13].以往研究更多地关注于探索填料^[14-20](如石墨、石墨烯、CNTs、MS₂)或转移膜^[21-23]对PIs摩擦学性能的影响,只有少数研究表明,聚酰亚胺薄膜的摩擦磨损性能与聚合物分子链的构型和单体类型密切相关^[3,24-26],但是当PIs受到外部刺激作用时,材料的形状记忆能力是否能有效

地减少体积磨损,提高密封性能仍然是未知的,而且通过调节链结构、分子量或交联密度来改善聚合物的摩擦学行为的研究鲜有报道,同时目前基于形状记忆聚酰亚胺自润滑摩擦学材料的设计缺乏理论指导.因此,建立聚合物拓扑结构与摩擦机理之间的关系对于设计高性能自润滑形状记忆聚酰亚胺是必要和迫切的.

本文中首次通过调整形状记忆聚酰亚胺的平均分子量(M_n)和交联密度(d)来研究形状记忆聚酰亚胺的摩擦学性能,利用磨痕的三维轮廓简要分析形状记忆效应对材料摩擦学行为的影响,为设计高性能自润滑形状记忆聚酰亚胺打下坚实的基础.

1 试验部分

1.1 试验材料及制备

3,3',4,4'-联苯四甲酸二酐(BPDA)购自上海树脂合成研究所,4,4'-二氨基联苯醚(ODA)、三聚氰胺购自国药控股化学试剂有限公司,N-甲基-2-吡咯烷酮(NMP)购自上海科丰工贸有限公司.

热塑性聚酰亚胺(TPIs)的合成采用了BPDA和ODA之间的缩聚反应,该过程的合成路线图如图1(a)所示,第一步为聚酰胺酸(PAA)前驱体的形成,第二步为热亚胺化反应.以ODA(9.8 mmol, 1.96 g)为例,将ODA加入100 ml三口烧瓶中,在氮气气氛下搅拌并加入44 g NMP,待ODA完全溶解后,分批注入BPDA(10 mmol, 2.94 g)并继续搅拌反应溶液约12 h,得到固体质量分数为10%的聚酰胺酸溶液.在一块清洁、水平的玻璃板上涂覆上述的聚酰胺酸溶液,待流平后将其放入80 °C真空烘箱中加热8 h,随后将样品分别置

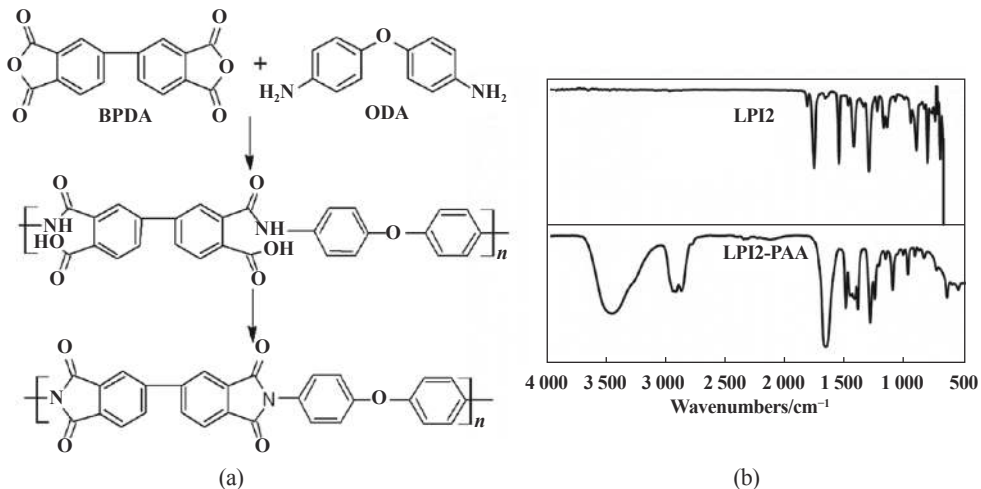


Fig. 1 (a) Synthesis roadmap of TPIs and (b) FT-IR spectra of TPI2

图1 (a)TPIs的合成路线图及(b)TPI2的FT-IR谱图

于100、200和300 °C的烘箱中加热1 h, 就可以得到完全亚胺化的TPIs薄膜. 通过调整ODA与BPDA的单体摩尔比制备出不同分子量的TPIs.

热固性聚酰亚胺(CPIs)的合成通过在上述高黏度PAAs溶液中加入交联剂三聚氰胺所制备, 然后将混

合物搅拌12 h并在真空烘箱中进行与上述相同的干燥和热亚胺化反应, 其中氨基的总量(单个ODA分子中有2个, 三聚氰胺分子中有3个)与羧基的总量(在单个BPDA分子中有2个)始终维持化学计量平衡, 如表1所示.

表1 形状记忆聚酰亚胺的基本性质
Table 1 Physical properties of shape memory polyimides

Sample	ODA/BPDA	Melamine/ODA /mol%	$M_n^{GPC}/(\text{kg/mol})$	$T_g^{\text{DMA}}/^\circ\text{C}$	Friction coefficient	$d^f/(10^{-2}\text{mol/cm}^3)$
TPI1	1/1	0	68.8	268.3	0.106±0.011	0
TPI2	0.99/1	0	48.7	262.1	0.119±0.012	0
TPI3	0.98/1	0	39.1	255.6	0.124±0.005	0
TPI4	0.97/1	0	28.6	253.8	0.155±0.006	0
TPI5	0.96/1	0	16.7	247.4	0.172±0.019	0
CPI1	0.99/1	0.67	—	251.3	0.112±0.011	0.71
CPI2	0.98/1	1.33	—	255.8	0.121±0.018	1.32
CPI3	0.97/1	2.00	—	257.7	0.128±0.007	1.64
CPI4	0.96/1	2.67	—	260.6	0.119±0.017	2.34

^aCrosslinking density calculated using $\nu=E'/3RT$, where E' is the storage modulus at rubbery plateau.

1.2 试验方法

材料的分子结构采用傅里叶变换红外光谱(FT-IR)进行表征: 在室温下用Nexus 870进行傅里叶变换红外光谱记录, 并通过衰减全反射(ATR)法对薄膜进行扫描.

通过Waters 1515凝胶渗透色谱仪(GPC)表征聚合物的分子量: 在NMP和溴化锂的混合物中测定TPIs样品的分子量, 用窄多分散性聚苯乙烯标准计算分子量随时间的变化.

储能模量和玻璃化转变温度利用DMA242C型动态热机械分析仪(德国NETZSCH公司)测试, 采用拉伸模式, 测试频率1 Hz, 速率为5 °C/min, 测试温度范围30~400 °C.

采用万能试验机(岛津AG-X, 500N)研究了材料在常温且速率为5 mm/min条件下的力学性能. 样品按ISO527-2/1BB标准切割成骨型.

采用DMA 242C在 T_g+20 °C下测定材料的蠕变恢复曲线, 试件在恒载条件下拉伸30 min, 随即释放负载, 在温度保持不变的条件下使蠕变恢复过程持续30 min, 记录应变随时间的变化.

材料的形状记忆性能通过DMA242C表征, 利用DMA的拉伸膜夹具和受控力模式对所有试样的形状记忆行为进行定量评估, 样品均裁剪成20 mm×3 mm×0.08 mm的条状. 形状固定率(R_f)和形状回复率(R_r)由公式(1)和(2)确定:

$$R_f = \frac{\varepsilon_{1,f} - \varepsilon_0}{\varepsilon_1 - \varepsilon_0} \times 100\% \quad (1)$$

$$R_r = \frac{\varepsilon_{1,f} - \varepsilon_{0,\text{rec}}}{\varepsilon_{1,f} - \varepsilon_0} \times 100\% \quad (2)$$

其中: ε_1 为形状在高温拉伸下的最大应变, $\varepsilon_{1,f}$ 为暂时形状固定后的应变, ε_0 为初始形状的应变, $\varepsilon_{0,\text{rec}}$ 为形状恢复到初始形状后的残留应变.

利用THT07-135型球盘摩擦磨损试验机(瑞士CSM公司)表征材料的摩擦学性能, 对偶选择 $\phi 3$ mm的GGr15钢球, 而SMPIs薄膜安装到平板底座并在驱动下往复滑动. 所有滑动试验均在载荷5 N、往复频率10 Hz、往复幅度2.5 mm、室温约20 °C、环境空气(相对湿度16%~20%)、总滑动距离300 m的条件下进行测试. 摩擦系数取3次试验的平均值.

试样的磨损体积利用MicroXAM三维轮廓仪进行测定. 涂层的体积磨损率(W_v)计算公式为: $W_v = \Delta V/(FL)$, 其中 ΔV 为磨损体积(mm^3), F 为载荷(N), L 为滑动距离(m). 在相同条件下进行3次重复试验, 并取3次重复试验的平均值作为最终结果.

材料的磨损表面形貌利用扫描电子显微镜(FE-SEM, Mira 3 Xmu, Tescan)进行观察, 观察前样品表面喷金.

2 结果与讨论

2.1 材料的制备及结构表征

本文中通过调节图1(a)中两种单体BPDA和ODA的摩尔比, 得到表1中列出的一系列不同分子量的TPIs(TPI1、TPI2、TPI3、TPI4和TPI5). 同时, 引入交联剂三聚氰胺后, 能够形成交联(或热固性)的聚酰亚胺(CPIs)[图2(a)], 通过改变三聚氰胺与ODA的比例, 一

系列不同交联密度的CPIs(CPI1、CPI2、CPI3和CPI4)同样可以得到,其中胺基与酸基的数量始终保持化学计量平衡(见表1). PAA和PI的结构特征通过FT-IR进行表征,所有样品均出现同样的趋势和亚胺特征峰. 以TPI2和CPI4的红外结果为例,如图1(b)和图2(b)所示,形状记忆聚酰亚胺样品已亚胺化完全.

2.2 不同分子量和交联密度对聚酰亚胺热机械性能的影响

图3为两种聚酰亚胺的热机械性能表征. 从图3(a, d)

可以看出,在玻璃态阶段,所有样品的储能模量(E')随着温度的增加而略微降低,但是温度升高至聚酰亚胺玻璃化转变温度(T_g)附近时 E' 急剧下降, E' 的迅速降低促使聚合物产生了形状记忆性能^[27],随着温度的进一步增高,材料呈现出明显的橡胶态,说明分子链会相互缠结形成物理交联,并提供了一定的储能模量. 当聚合物分子量 M_n 增加时材料会产生更强的分子链缠结,导致橡胶态弹性模量(E_r)的增加,而玻璃化转变温度也随 M_n 增加而增加, TPI1的分子量最高, T_g 为268 °C,

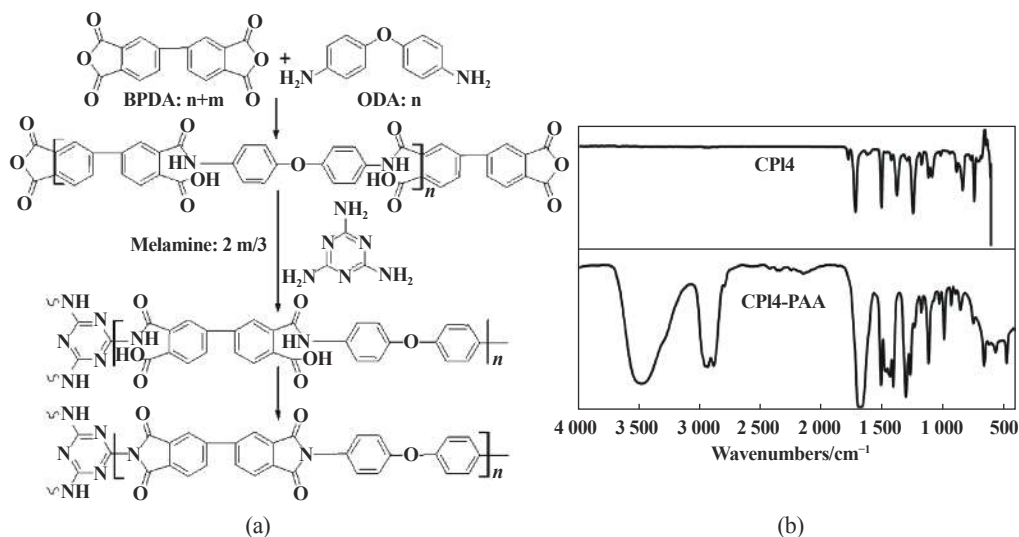


Fig. 2 (a) Synthesis roadmap of CPIs and (b) FT-IR spectra of CPI4

图2 (a)CPIs的合成路线图及(b)CPI4的FT-IR谱图

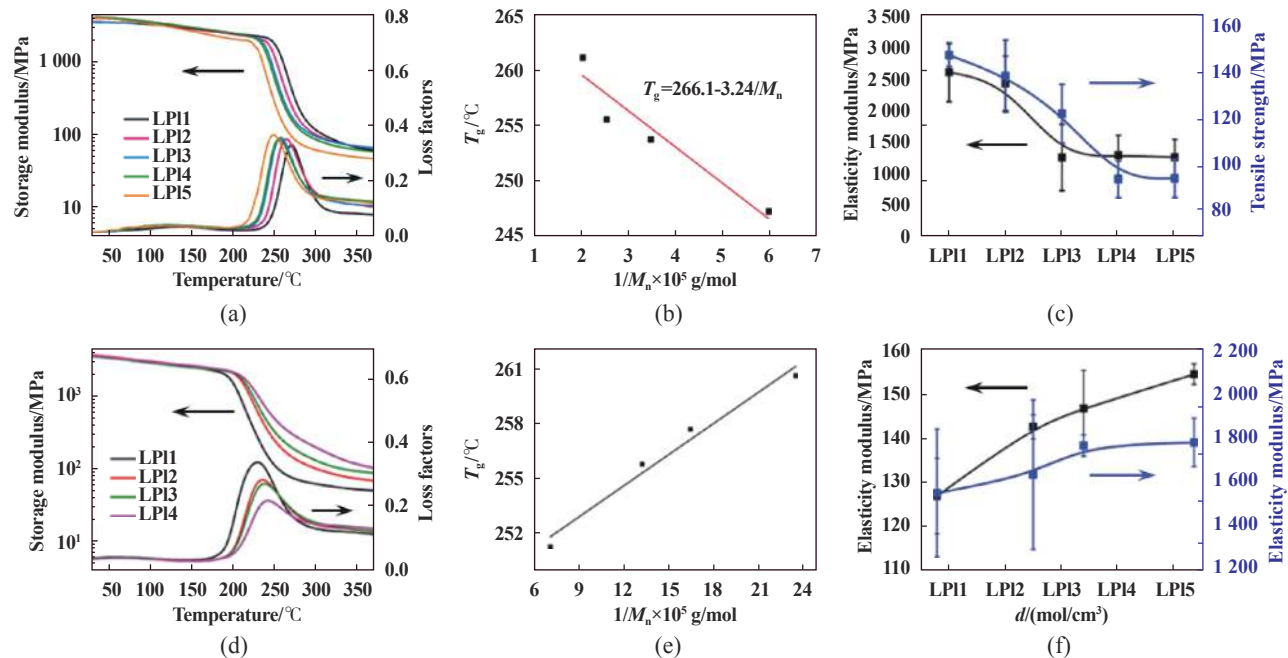


Fig. 3 Thermo-mechanical properties of (a) TPIs and (d)CPIs, relationship curves of T_g with molecular weight (b) and crosslinking density (e), and mechanical properties of (c) TPIs and (f)CPIs

图3 (a)TPIs和(d)CPIs的热机械性能, T_g 与分子量(b)、交联密度(e)的关系曲线及(c) TPIs和(f)CPIs机械性能

表明增加分子量有利于提高材料的玻璃化转变温度. 图3(b)中进一步说明了 T_g 与 $1/M_n$ 之间的线性关系, TPIs的 T_g 与 M_n 关系为公式(3)所示的Fox-Flory公式^[28], T_g 随着 M_n 的上升有明显的增加趋势. 公式中, $T_{g\infty}$ 为无限分子量试样的 T_g , k 为给定材料的 T_g 对分子量依赖性的参数, 根据外推结果, 无限分子量的聚酰亚胺的 T_g 可以达到 $266.1\text{ }^\circ\text{C}$, $k=3.24\times 10^5\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{g/mol}$.

$$T_g = T_{g\infty} - \frac{k}{M_n} \quad (3)$$

对于CPIs来说, 交联密度 d 的增加会导致 E_r 和 T_g 的上升, 从图3(e)可以看出 T_g 与交联密度 d 呈线性关系, 说明在这个设计范围内, 任何转变温度CPIs都可以被制备. 在摩擦材料和形状记忆材料的设计中, 力学性能对聚合物的承载能力十分重要, 如图3(c)所示, 随着分子量降低, TPIs的拉伸强度从 148 MPa 大幅降低到 95 MPa , 弹性模量从 $2\ 600\text{ MPa}$ 大幅降低到 $1\ 269\text{ MPa}$, 这主要是因为分子量是聚合物力学性能主导因素^[29]. 随着交联密度 d 值从 7.1 提高到 23.4 mol/cm^3 时, 拉伸强度和弹性模量分别从 127 和 $1\ 553\text{ MPa}$ 增至 154 和 $1\ 782\text{ MPa}$. 因此, 虽然 M_n 的降低对机械性能有负面作用, 但是引入交联剂或调整交联密度可以有效地提高聚合物的综合力学性能.

2.3 不同分子量和交联密度对聚酰亚胺形状记忆性能的影响

图4(a)中通过对形状记忆性能测量的量化, 表明样品形状记忆的循环稳定性和较高的形状恢复能力. 以TPI2为例, 除首次循环外, 聚合物的 R_f 和 R_r 分别达到 $98\pm 0.19\%$ 及 $96\pm 1.9\%$, 表现出良好的形状记忆效应, 此外曲线在3次形状记忆循环中基本保持不变, 体现了材料卓越的循环稳定性, 其中需要指出的是, 当

ODA/BPDA的比值小于 0.94 时, 薄膜样品无法成型, 故无法测定其形状记忆性能. 图4(b)中以CPI1作为CPIs的典型样品, 同样表现出良好的形状记忆效应(除首次循环外, $R_f: 98\pm 0.12\%$, $R_r: 97\pm 1.6\%$)和循环稳定性, 而且还发现当交联密度 d 增加时, 尽管 R_f 略有下降, 但是均表现出较高的形状恢复能力, 与形状记忆TPIs相比, 化学交联结构使CPIs具有更好的稳定性、耐久性和抗蠕变性, 化学网络的存在使聚合物链难以滑移或松弛, 从而避免影响其摩擦学性能.

2.4 不同分子量和交联密度对聚酰亚胺摩擦学性能的影响

为了揭示SMPs的摩擦学特性及其与分子量 M_n 的关系, 对热塑性形状记忆聚酰亚胺TPIs在球盘模式下进行了摩擦学试验. 试验选用 $\phi 3\text{ mm}$ 的GGr15钢球作为对偶, 采取往复运动的摩擦方式, 载荷为 5 N , 滑动速度为 0.1 m/s [见图5(a)]. 图5(b)为不同分子量TPIs的摩擦系数, 其中TPI1的摩擦系数随位移变化最为稳定, 其摩擦系数值为 0.11 ± 0.01 [见图5(c)], 而TPI2、TPI3、TPI4和TPI5的摩擦系数均高于TPI1(从TPI1的 0.11 ± 0.01 到TPI5的 0.18 ± 0.02), 且在摩擦过程中呈现出不同程度的波动, 说明对于热塑性的形状记忆聚酰亚胺, 摩擦系数值的变化高度依赖于其 M_n , 随着聚酰亚胺分子量增大, 摩擦系数明显降低. 这是由于分子量较低的聚合物玻璃化转变温度较低, 摩擦过程中的局部闪温会诱发分子量较低聚合物的局部形状记忆效应, 摩擦表面接触区域聚合物由玻璃态向高弹态转变, 释放能量引起分子蜷缩, 出现与摩擦方向相反的内部应力, 分子链接触表面发生轻微的形状回弹, 高度贴合对偶表面, 导致真实接触面积增大, 使摩擦力中粘附项和犁削项随之增大, 最终导致摩擦系数增大

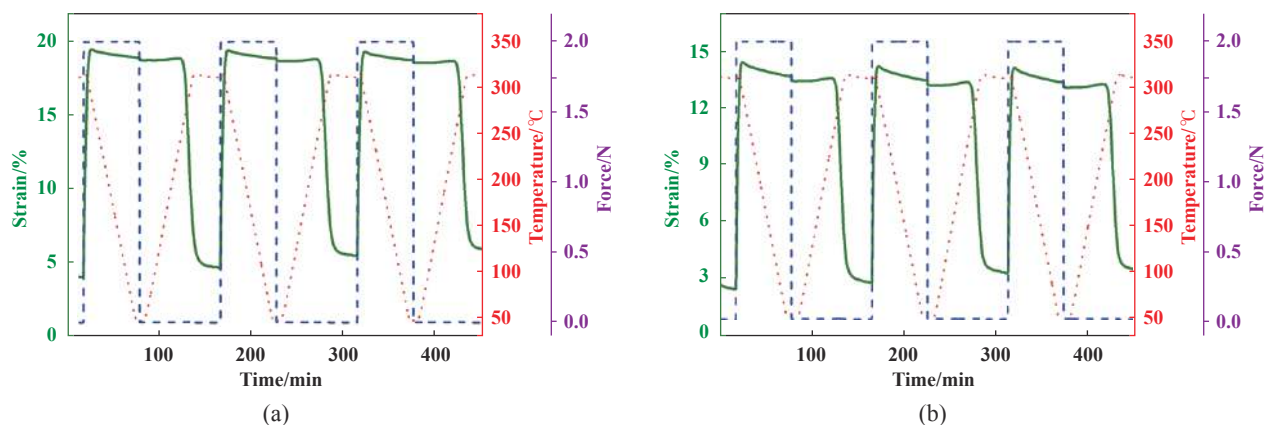


Fig. 4 (a) The representative three shape memory cycles of TPI2, (b) The representative three shape memory cycles of CPI1

图4 (a)TPI2的3个形状记忆循环周期, (b)CPI1的3个形状记忆循环周期

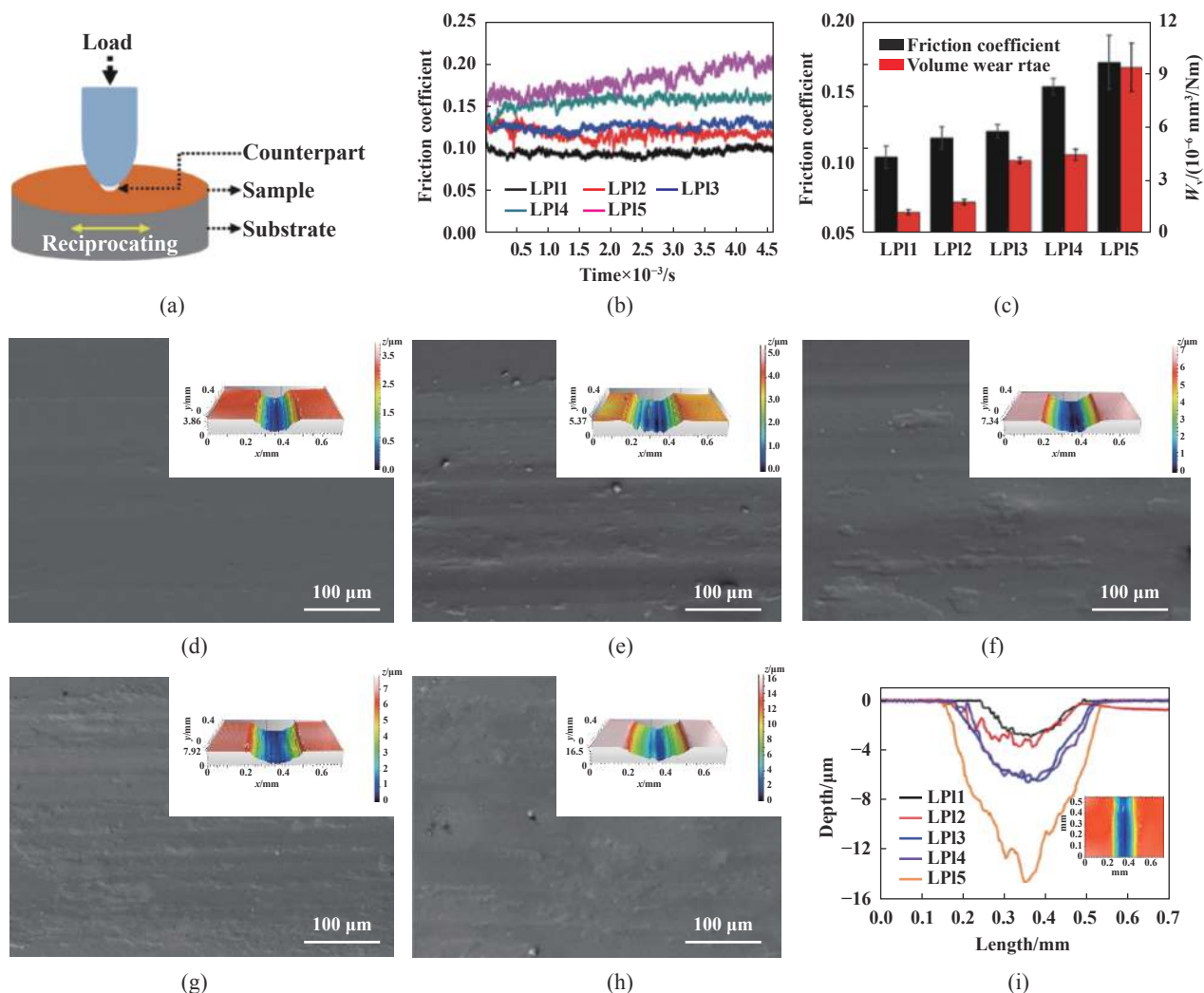


Fig. 5 Tribological measurements of prepared TPis with variable M_n : (a) schematic of tribological measurement mode; (b) tribology curves and (c) friction coefficient and wear under constant load 5 N, reciprocating frequency 10 Hz; (d, e, f, g, h) SEM micrographs of wear scars after 75 min tribological test, 3D morphologies of worn scars inset the corresponding SEM micrographs; (i) wear scar depth distribution perpendicular to the friction direction

图5 不同分子量 M_n 的TPis的摩擦学性能表征: (a)摩擦学测量模式示意图, (b)载荷5 N、往复频率10 Hz下的摩擦系数曲线及(c)摩擦系数和磨损率, (d, e, f, g, h)经75 min试验后的磨痕SEM照片, 插图为磨痕的三维轮廓图, (i)垂直于摩擦方向的磨痕深度分布图

[图5(b)], 而随着分子量的增大, 聚酰亚胺的玻璃化转变温度(T_g)升高, 摩擦表面的局部闪温很难达到 T_g , 接触区域表现为稳定的玻璃态, 使得摩擦系数变化较为平稳. 在往复滑动摩擦试验后, 我们通过三维轮廓仪和扫描电镜观察了TPis的磨痕形貌并对其磨损表面进行分析[图5(d~h)]. SEM照片表明, TPis的磨损主要为黏着磨损, 随着分子量 M_n 的降低, 磨损变得严重, 同时利用三维轮廓仪白光干涉仪对磨痕进行定量检测, 计算得到如图5(c)所示的体积磨损率(W_v), 随着分子量的减小, W_v 从TPI1的 $1.35 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 变化到TPI5的 $9.48 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$, 同样说明随着分子量降低会导致磨损加剧, 这主要是因为当分子量降低时,

分子间的物理相互作用力较弱, 而且玻璃化转变温度较低, 摩擦过程中其表面的热量会迅速积累, 激发接触区域由玻璃态向高弹态转变, 聚合物链间更易剪切, 分子间作用力易被破坏, 从而出现不同程度的剥离, 宏观表现为体积磨损率增加, 但是对于分子量较高的聚合物, 摩擦表面的局部闪温很难达到 T_g , 接触区域为稳定的玻璃态, 材料属于玻璃态的机械磨损, W_v 相对较低, 磨痕深度从TPI1的 $2 \mu\text{m}$ 增至TPI5的 $14 \mu\text{m}$, 同样可以验证上述结论. 因此, 为使SMPs具有更好的润滑和抗磨效果, 需要设计更高的分子量.

已有研究表明通过引入交联单元, 能够有效提高聚合物的力学性能^[5, 30-33], 从而调节玻璃化转变温度、

形状记忆行为和摩擦学性能. 在此基础上, 我们探究了不同交联密度CPIs的摩擦学性能, 测试条件与TPIs相同. CPIs的摩擦曲线如图6(a)所示, 所有样品的摩擦系数均低于TPIs, 且在摩擦过程中随着交联密度 d 的增加, CPIs的摩擦系数值均较为稳定, 没有产生明显的波动. 因为交联链段相互渗透的能力大大降低, 所以与TPIs的性能相比, CPIs的摩擦系数更小(见表1)^[34], 且虽然接触面的局部热量积累使得CPIs发生局部形状记忆效应, 但是相比于TPIs, 材料的抗剪切能力更强, 赫兹接触应力更稳定, 所以CPIs在摩擦试验时间

内具有更稳定的摩擦性能, 此外由于交联结构的玻璃化转变温度相差不大, 故交联密度 d 逐渐增加时, 摩擦系数在一定范围内没有明显的波动. 根据图6(c-f)所示的CPIs磨痕形貌SEM照片, 磨损表面出现了犁沟以及少许的磨屑, 并且磨痕处能够观察到部分凹坑, 所以CPIs的磨损机制主要是疲劳磨损. 采用三维轮廓对磨痕进行定量检测(图6), 其结果如图6(b)所示, 与TPIs相比CPIs的 W_v 明显降低, CPI1、CPI2、CPI3和CPI4的 W_v 分别为 2.04×10^{-6} 、 2.42×10^{-6} 、 1.93×10^{-6} 和 $6.40 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 磨损均轻微且低于TPIs, 这是因为

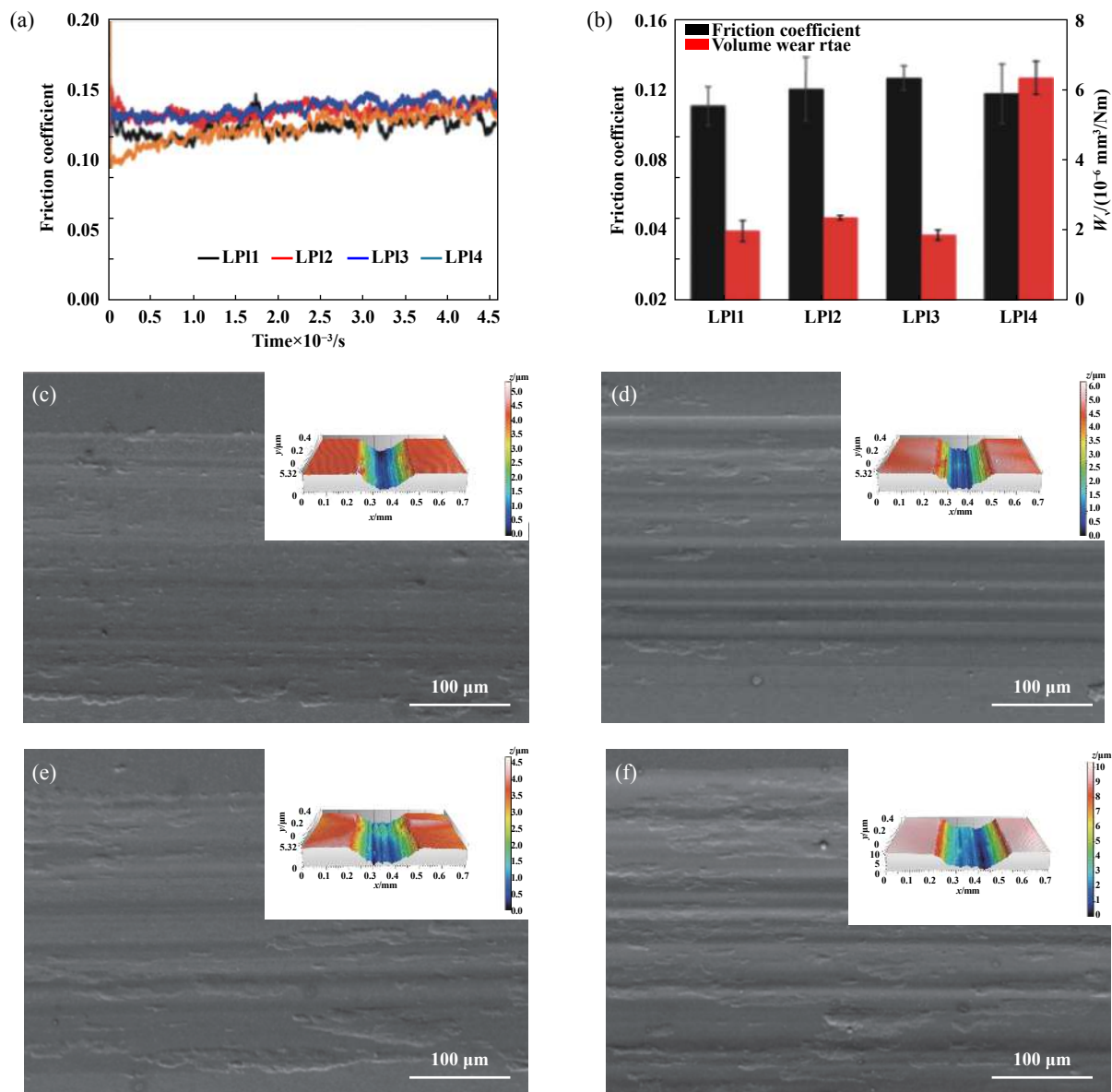


Fig. 6 Tribological measurements of prepared CPIs with variable d : (a) tribology curves and (b) friction coefficient and wear under constant load 5 N, reciprocating frequency 10 Hz; (c, d, e, f) SEM micrographs of wear scars after 75 min tribological test. 3D morphologies of worn scars inset the corresponding SEM micrographs

图 6 不同交联密度 d 的CPIs的摩擦学性能表征: 载荷5 N、往复频率10 Hz下摩擦系数曲线(a)和摩擦系数、磨损率(b), 经过75 min摩擦学试验的磨痕SEM照片(c, d, e, f), 插图为磨痕三维轮廓图

CPIs具有更强的化学交联点,能够赋予材料更优越的力学性能,从而使得分子链或化学键合在摩擦过程中不会轻易地被剪切应力所破坏,聚合物难以出现链段滑移和机械剥离等磨损现象,而且由于CPIs的 T_g 温度相对较高,局部形状记忆效应的发生更加困难,接触表面的形状回弹较少,大部分接触区域产生玻璃态的机械磨损,使磨损进一步下降。

3 结论

a. 在本研究中,热塑性(TPIs)和热固性(CPIs)形状记忆聚酰亚胺均表现出卓越的形状记忆性能及循环稳定性。TPIs的形状固定率 R_f 及形状回复率 R_r 分别为 $98\% \pm 0.19\%$ 和 $96\% \pm 1.9\%$; CPIs的形状固定率 R_f 及形状回复率 R_r 分别为 $98\% \pm 0.12\%$ 和 $97\% \pm 1.6\%$,且两种聚酰亚胺在3次循环中基本维持稳定。

b. 热塑性(TPIs)形状记忆聚酰亚胺的摩擦学性能高度依赖于其分子量。随着分子量降低,材料摩擦系数升高(从TPI1的 0.11 ± 0.01 到TPI5的 0.18 ± 0.02),同时摩擦过程越不平稳,磨损变得严重,体积磨损率 W_v 从TPI1的 $1.35 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 变化到TPI5的 $9.48 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$,磨痕深度也从TPI1的 $2 \mu\text{m}$ 增加到TPI5的 $14 \mu\text{m}$,此外,摩擦过程中局部摩擦热诱发线性聚酰亚胺的局部形状记忆效应在一定程度上也增加摩擦系数和磨损率。

c. 热固性(CPIs)形状记忆聚酰亚胺的摩擦系数小于TPIs,随着交联密度 ν 逐渐增加,摩擦系数在一定范围没有明显的波动,CPI1、CPI2、CPI3和CPI4的 W_v 分别为 2.04×10^{-6} 、 2.42×10^{-6} 、 1.93×10^{-6} 和 $6.40 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$,磨损均轻微且低于TPIs。

综上,通过调整分子量和交联密度,可以在不牺牲特殊的形状固定率和回复率的前提下调整热机械性能、形状记忆转变温度以及摩擦学性能,本研究结果可为设计高性能自润滑元件提供理论依据。

参考文献

[1] Bower G M, Frost L W. Aromatic polyimides[J]. Journal of Polymer Science Part A: General Papers, 1963, 1(10): 3135–3150. doi: 10.1002/pol.1963.100011009.

[2] Ghosh M. Polyimides: fundamentals and applications[M]. CRC Press, 1996.

[3] Chitsaz-Zadeh M, Eiss N. Friction and wear of polyimide thin films[J]. Wear, 1986, 110(3-4): 359–368. doi: 10.1016/0043-1648(86)90109-2.

[4] Yoonessi M, Shi Y, Scheiman D A, et al. Graphene polyimide

nanocomposites; thermal, mechanical, and high-temperature shape memory effects[J]. ACS Nano, 2012, 6(9): 7644–7655. doi: 10.1021/nl302871y.

- [5] Koerner H, Strong R J, Smith M L, et al. Polymer design for high temperature shape memory: Low crosslink density polyimides[J]. Polymer, 2013, 54(1): 391–402. doi: 10.1016/j.polymer.2012.11.007.
- [6] Wang Q, Bai Y, Chen Y, et al. High performance shape memory polyimides based on π - π interactions[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2015, 3(1): 352–359. doi: 10.1039/C4TA05058D.
- [7] Yang Z, Chen Y, Wang Q, et al. High performance multiple-shape memory behaviors of Poly(benzoxazole-co-imide)s[J]. Polymer, 2016, 88: 19–28. doi: 10.1016/j.polymer.2016.02.001.
- [8] Xiao X, Kong D, Qiu X, et al. Shape-memory polymers with adjustable high glass transition temperatures[J]. Macromolecules, 2015, 48(11): 3582–3589. doi: 10.1021/acs.macromol.5b00654.
- [9] Zhang Xinmin. The research process of smart materials[J]. FRP/CM, 2013(6): 57–63 (in Chinese) [张新民. 智能材料研究进展[J]. 玻璃钢/复合材料, 2013(6): 57–63]. doi: 10.3969/j.issn.1003-0999.2013.06.012.
- [10] Guan Q, Picken S J, Sheiko S S, et al. High-temperature shape memory behavior of novel all-aromatic (AB)_n-multiblock copoly(ester imide)s[J]. Macromolecules, 2017, 50(10): 3903–3910. doi: 10.1021/acs.macromol.7b00569.
- [11] Li Shuai, Zhang Zhuo, Yang Wei, et al. Mechanism progress for thermally-stimulated shape memory behavior of polymer[J]. New Chemical Materials, 2018, 47(6): 118–125 (in Chinese) [李帅, 张卓, 杨威, 等. 聚合物热致形状记忆行为的机理[J]. 塑料, 2018, 47(6): 118–125].
- [12] Li Bing, Lv Weibo, Zhao Ning, et al. Research development of polyimide based solid lubricant[J]. New Chemical Materials, 2017, 45(6): 8–10 (in Chinese) [李冰, 律微波, 赵宁, 等. 聚酰亚胺基固体润滑材料研究进展[J]. 化工新型材料, 2017, 45(6): 8–10].
- [13] Hu Chao, Qi Huimin. Recent progress in tribology of polyimide self-lubricated composites[J]. Journal of Huaiyin Institute of Technology, 2019, 28(1): 15–20 (in Chinese) [胡超, 齐慧敏. 聚酰亚胺复合材料摩擦学研究进展[J]. 淮阴工学院学报, 2019, 28(1): 15–20]. doi: 10.3969/j.issn.1009-7961.2019.01.004.
- [14] Huang T, Xin Y, Li T, et al. Modified graphene/polyimide nanocomposites: reinforcing and tribological effects[J]. ACS applied materials & interfaces, 2013, 5(11): 4878–4891.
- [15] Cai H, Yan F, Xue Q. Investigation of tribological properties of polyimide/carbon nanotube nanocomposites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 364(1): 94–100.
- [16] Farr J P G. Molybdenum disulphide in lubrication. A review[J]. Wear, 1975, 35(1): 1–22. doi: 10.1016/0043-1648(75)90137-4.
- [17] Tanaka A, Umeda K, Takatsu S. Friction and wear of diamond-containing polyimide composites in water and air[J]. Wear, 2004, 257(11): 1096–1102. doi: 10.1016/j.wear.2004.06.003.

- [18] Wang Q, Zhang X, Pei X. Study on the synergistic effect of carbon fiber and graphite and nanoparticle on the friction and wear behavior of polyimide composites[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(8): 3761–3768.
- [19] Wang Jianji, Liu Tao. Friction and wear properties of PTFE composites filled with different mix materials made of polyimide and graphite[J]. *Functional Materials*, 2018, 49(9): 09072–09077 (in Chinese) [王建吉, 刘涛. 聚酰亚胺填充PTFE复合材料摩擦学性能的研究[J]. *功能材料*, 2018, 49(9): 09072–09077].
- [20] Wang Tingmei, Shao Xin, Wang Qihua, et al. Preparation and tribological behavior of polyimide /MoS₂ intercalation composite[J]. *Tribology*, 2005, 25(4): 322–327 (in Chinese) [王廷梅, 邵鑫, 王齐华, 等. 聚酰亚胺/二硫化钼插层复合材料的制备及其摩擦磨损性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2005, 25(4): 322–327]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2005.04.008](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2005.04.008).
- [21] Jacko M G, Tsang P H S, Rhee S K. Wear debris compaction and friction film formation of polymer composites[J]. *Wear*, 1989, 133(1): 23–38. doi: [10.1016/0043-1648\(89\)90110-5](https://doi.org/10.1016/0043-1648(89)90110-5).
- [22] Qi H, Li G, Zhang G, et al. Impact of counterpart materials and nanoparticles on the transfer film structures of polyimide composites[J]. *Materials & Design*, 2016, 109: 367–377.
- [23] Satyanarayana N, Rajan KSS, Sinha SK, et al. Carbon nanotube reinforced polyimide thin-film for high wear durability[J]. *Tribology Letters*, 2007, 27(2): 181–188. doi: [10.1007/s11249-007-9219-8](https://doi.org/10.1007/s11249-007-9219-8).
- [24] Tian J, Wang H, Huang Z, et al. Investigation on tribological properties of fluorinated polyimide[J]. *Journal of Macromolecular Science, Part B*, 2010, 49(4): 791–801. doi: [10.1080/00222341003600806](https://doi.org/10.1080/00222341003600806).
- [25] Huang T, Liu P, Lu R, et al. Modification of polyetherimide by phenylethynyl terminated agent for improved tribological, macro- and micro-mechanical properties[J]. *Wear*, 2012, 292-293: 25–32. doi: [10.1016/j.wear.2012.06.003](https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.06.003).
- [26] Duan Chunjian, Cui Yu, Wang Chao, et al. High temperature tribological properties of thermosetting polyimide[J]. *Tribology*, 2017, 37(6): 717–724 (in Chinese) [段春俭, 崔宇, 王超, 等. 高温条件下热固性聚酰亚胺摩擦学性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2017, 37(6): 717–724]. doi: [10.16078/j.tribology.2017.06.002](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2017.06.002).
- [27] Hager M D, Bode S, Weber C, et al. Shape memory polymers: past, present and future developments[J]. *Progress in Polymer Science*, 2015, 49-50: 3–33. doi: [10.1016/j.progpolymsci.2015.04.002](https://doi.org/10.1016/j.progpolymsci.2015.04.002).
- [28] Fox Jr T G, Flory P J. Second-order transition temperatures and related properties of polystyrene. I. Influence of molecular weight[J]. *Journal of Applied Physics*, 1950, 21(6): 581–591. doi: [10.1063/1.1699711](https://doi.org/10.1063/1.1699711).
- [29] Odian G. Principles of polymerization[M]. John Wiley & Sons, 2004
- [30] Tobolsky A V, Katz D, Thach R, et al. Rubber elasticity in a high crosslinked system[J]. *Journal of Polymer Science*, 1962, 62(174): S176–S177. doi: [10.1002/pol.1962.1206217469](https://doi.org/10.1002/pol.1962.1206217469).
- [31] Safranski D L, Gall K. Effect of chemical structure and crosslinking density on the thermo-mechanical properties and toughness of (meth)acrylate shape memory polymer networks[J]. *Polymer*, 2008, 49(20): 4446–4455. doi: [10.1016/j.polymer.2008.07.060](https://doi.org/10.1016/j.polymer.2008.07.060).
- [32] Ortega A M, Yakacki C M, Dixon S A, et al. Effect of crosslinking and long-term storage on the shape-memory behavior of (meth)acrylate-based shape-memory polymers[J]. *Soft Matter*, 2012, 8(28): 7381–7392. doi: [10.1039/c2sm25298h](https://doi.org/10.1039/c2sm25298h).
- [33] Zheng N, Hou J, Xu Y, et al. Catalyst-free thermoset polyurethane with permanent shape reconfigurability and highly tunable triple-shape memory performance[J]. *ACS Macro Letters*, 2017: 326–330.
- [34] Maeda N, Chen N, Tirrell M, et al. Adhesion and friction mechanisms of polymer-on-polymer surfaces[J]. *Science*, 2002, 297(5580): 379. doi: [10.1126/science.1072378](https://doi.org/10.1126/science.1072378).

DOI: 10.16078/j.tribology.2019021

利用圆锥压头微米划痕测试材料断裂韧性

刘明*, 李烁, 高诚辉

(福州大学 机械工程及自动化学院, 福建 福州 350116)

摘要: 利用Rockwell C金刚石压头对铜、聚碳酸酯、熔融石英和钠钙硅玻璃4种材料进行了微米划痕测试, 这是国内首次利用划痕方法测量材料的断裂韧性. 研究表明: 在划痕深度较浅时, 必须要考虑压头顶端的球体区域, 考虑和未考虑压头顶端球体区域时的压头形函数差别较大; 考虑压头顶端的球体区域后, 采用线弹性断裂力学(LEFM)模型评估断裂韧性的结果和能量尺寸效应(SEL)模型的计算结果接近, 与单边切口梁(SENB)法、山形切口梁(CNB)法或压痕断裂(IF)法评估的断裂韧性相吻合, 而未考虑压头顶端球体区域时计算断裂韧性的结果偏大; 采用SEL模型评估断裂韧性时, 按照投影接触面积等效的压头半顶角评估的断裂韧性相对按照周长等效的压头半顶角评估的断裂韧性误差更小, 与LEFM模型的评估结果更接近.

关键词: 微米划痕; 圆锥压头; 断裂韧性; 线弹性断裂力学; 能量尺寸效应定律

中图分类号: TG115.57

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0556-09

Fracture Toughness Measurement by Micro-Scratch Tests with Conical Indenter

LIU Ming*, LI Shuo, GAO Chenghui

(Fuzhou University, School of Mechanical Engineering and Automation, Fujian Fuzhou 350116, China)

Abstract: Micro-scratch tests of copper, polycarbonate, fused silica and soda-lime-silica glass were carried out with Rockwell C diamond indenter. It is the first time in China that scratch method is used to measure fracture toughness of materials. The results show that when the scratch depth was relatively shallow, the spherical area at the top of the indenter must be considered. And the indenter shape function was quite different when the spherical area at the top of the indenter was not considered. After considering the spherical area at the top of the indenter, the fracture toughness by the linear elastic fracture mechanics (LEFM) model is close to that by the energetic size effect law (SEL) model. The fracture toughness by LEFM is in good agreement with that by the single-edge notched beam (SENB) method and the chevron-notched beam (CNB) method or indentation fracture (IF) method. The calculation result was not good when the spherical area at the top of the indenter was not considered. When SEL model was used, the error of fracture toughness estimated by equivalent half-apex angle of projected contact area was smaller than that assessed by equivalent half-apex angle of the perimeter, which was close to that by LEFM model.

Key words: micro-scratch; conical indenter; fracture toughness; linear elastic fracture mechanics; energetic size effect law

断裂韧性是衡量材料失效的关键性能指标. 测试材料断裂韧性的方法主要有三点弯曲法^[1-2]和压痕断

裂法^[3-5]等. 三点弯曲法对样品的尺寸有特殊要求, 且样品加工后需要开缺口或预制裂纹. 压痕断裂法则需

Received 3 February 2019, revised 2 April 2019, accepted 24 April 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: mingliu@fzu.edu.cn, Tel: +86-15606066237.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (51705082, 51875106), The Engineering Research Center for CAD/CAM of Fujian Universities (K201705).

国家自然科学基金项目(51705082, 51875106)和CAD/CAM福建省高校工程研究中心项目(K201705)资助.

要准确的测量压痕裂纹的长度. 相比于三点弯曲法和压痕断裂法, 划痕法操作简单, 可靠性强^[6-8], 可广泛应用于测量岩石^[9]、聚合物^[10]和复合材料^[11]的断裂韧性.

Akono等^[12]通过用微米划痕试验对聚合物、陶瓷和金属等材料进行测试, 基于线弹性断裂力学(LEFM)理论, 推导出评估材料断裂韧性的模型. 在LEFM模型中, Akono等^[13]按照锥体形状求解Rockwell C金刚石压头的形函数, 忽略了压头顶端的球体区域. Lin等^[14]认为在划痕深度较浅时, 根据LEFM模型无法准确地评估脆性材料的断裂韧性, 但可以采用尺寸效应定律(SEL)来评估材料的断裂韧性. Akono等^[15]驳回了观点, 并通过SEL模型分析得出在划痕宽度和划痕深度比值较大时, LEFM可以准确地评估材料的断裂韧性. 随后通过有限元模拟和量纲分析等理论验证了考虑划痕宽度SEL模型的适用性^[16], 认为划痕凹槽处的侧壁摩擦^[17]不会对测试结果造成影响. 随后, Akono^[18]基于量纲分析理论, 建立了利用渐进式载荷划痕试验测试断裂韧性的SEL模型. SEL模型中考虑压头顶端的球体区域, 结合原子力显微镜和表面轮廓仪对压头半顶角进行等效处理.

国内还未有微米划痕测试材料断裂韧性的相关研究, 为了进一步完善测试断裂韧性的方法, 采用Rockwell C金刚石压头对铜、聚碳酸酯(PC)、熔融石英和钠钙硅玻璃(SLS)进行了微米划痕试验. 考虑了压头顶端的球体区域, 按照理想的几何形状求解LEFM模型中的压头形函数或对SEL模型中的压头半顶角进行等效, 并对两种模型的测试结果进行了对比.

1 试验部分

采用Anton Parr MST²型微米划痕仪测试了铜、PC、熔融石英和SLS这4种样品. 试验采用半径 $R=100\ \mu\text{m}$ 、锥角 $2\theta = 120^\circ$ (θ 为压头的半顶角)的Rockwell C金刚石压头. 划痕试验分为预扫描、划痕和后扫描3个步骤.

预扫描和后扫描的试验载荷为5 mN, 用于检测样品试验前的表面形貌和试验后的划痕轨迹形貌. 预扫描可以扣除表面倾斜对测试的影响, 可得到真实的压入深度和残余深度, 其中残余深度的大小等于后扫描的数值减去预扫描的数值^[12]. 微米划痕仪上安装的声发射(AE)传感器可以捕捉材料产生裂纹的声音, 用于检测划痕过程中样品的失效. 4种样品试验前都进行抛光处理, 使样品表面无划痕. 根据4种样品在不同力下的断裂程度, 对铜和PC施加的正压力较大, SLS和熔融石英施加的正压力相对较小, 4种样品的划痕试验参数列于表1中.

表 1 样品的划痕试验参数

Table 1 The parameters of scratch test for specimens

Materials	Scratch distance/mm	Maximum load/N	Scratch speed/(mm/min)
Copper	5	25	5
PC	10	20	10
Fused silica	3	5	6
SLS	5	3	10

2 利用划痕方法表征断裂韧性的理论模型

2.1 线弹性断裂力学模型

图1是微米划痕试验示意图. 假设压头顶端产生的是水平裂纹, 首先根据Airy函数 $\varphi(x, z)$ 求解平面条件下的应力分量^[13]:

$$\sigma_{xx} = \frac{\partial^2 \varphi}{\partial z^2} = -6bxz + c \tag{1}$$

$$\sigma_{xz} = \frac{\partial^2 \varphi}{\partial x \partial z} = b \left(3z^2 - \frac{3}{4}d^2 \right) \tag{2}$$

$$\sigma_{zz} = \frac{\partial^2 \varphi}{\partial x^2} = 0 \tag{3}$$

式中: σ_{xx} 、 σ_{xz} 和 σ_{zz} 为平面内的应力, b 和 c 是与应力边界条件有关的常量. 然后结合 J 积分求解系统的应变能释放率 G ^[13]:

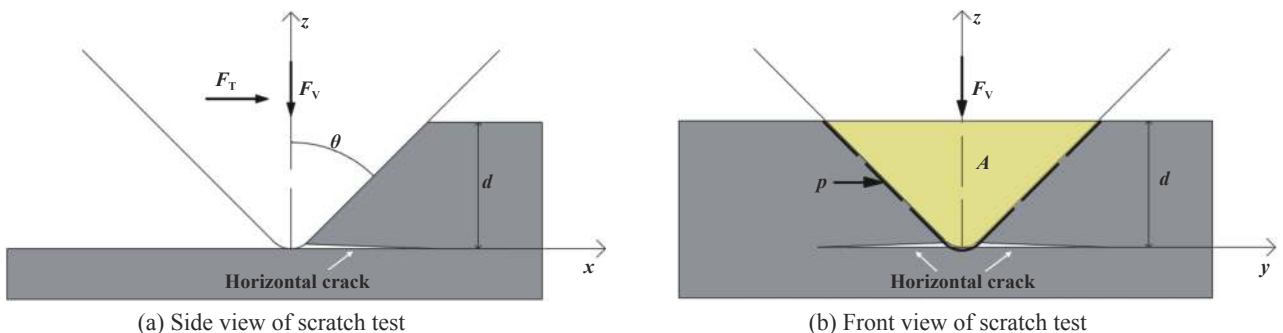


Fig. 1 The schematic of scratch test

图 1 划痕测试示意图

$$G = \frac{1 - \nu^2}{E} \frac{F_{eq}^2}{2pA} \quad (4)$$

式中: E 是杨氏模量, ν 是泊松比, $2pA$ 为压头的形函数, p 为压头与材料接触部位在 x 轴方向上投影的周长, A 为压头与材料接触部位在 x 轴方向上的投影面积, F_{eq} 与切向力(F_T)和垂直力(F_V)有关. 当压头的轴线与垂直轴的夹角等于0时, $F_{eq} = F_T$; 当压头的轴线与垂直轴的夹角大于0时, $F_{eq} = \sqrt{F_T^2 + \frac{3}{5}F_V^2}$. 根据断裂准则($G = G_f$)便可得到平面应变断裂韧性 K_c ^[12-13]:

$$K_c = \sqrt{G_f \frac{E}{1 - \nu^2}} = \frac{F_T}{\sqrt{2pA}} \quad (5)$$

切向力 F_T 和划痕深度 d 都能从划痕试验中得到, 根据公式(5)便可求解材料的断裂韧性.

未考虑压头顶端的球体区域时, 压头的形函数^[13]为

$$2pA = 4(\tan\theta/\cos\theta)d^3 \quad (6)$$

图2是压头的形貌示意图. 压头从球体区域到锥体区域的转变深度为 $H = (1 - \sin\theta)R = 13.4 \mu\text{m}$ ^[12]. 考虑压头顶端的球体区域后, p 和 A 的计算公式为

$$\begin{cases} p = \widehat{L}_{ab}, A = \widehat{S}_{Oab} - S_{\Delta Oab} & \text{if } d \leq H \\ p = \widehat{L}_{ab} + L_{ae} + L_{bf}, A = S_{\Delta eQf} - (S_{OaQb} - \widehat{S}_{Oab}) & \text{if } d > H \end{cases} \quad (7)$$

式中: \widehat{L}_{ab} 为弧长 ab 的长度, L_{ae} 和 L_{bf} 分别为线段 ae 和 bf 的长度, \widehat{S}_{Oab} 为扇形 Oab 的面积, $S_{\Delta Oab}$ 和 $S_{\Delta eQf}$ 分别为三角形 Oab 和 eQf 的面积, S_{OaQb} 为四边形 $OaQb$ 的面积, 进而可得到压头的接触投影面积和周长:

$$A = \begin{cases} \frac{1}{2}pR - (R-d)\sqrt{R^2 - (R-d)^2} & \text{if } d \leq H \\ \sqrt{3}\left[\left(\frac{2}{3}\sqrt{3}-1\right)R+d\right]^2 - \frac{2\sqrt{3}-\pi}{6}R^2 & \text{if } d > H \end{cases} \quad (8)$$

$$p = \begin{cases} 2\arccos\frac{R-d}{R} \times R & \text{if } d \leq H \\ \frac{\pi R}{3} + 4\left(d - \left(1 - \frac{\sqrt{3}}{2}\right)R\right) & \text{if } d > H \end{cases} \quad (9)$$

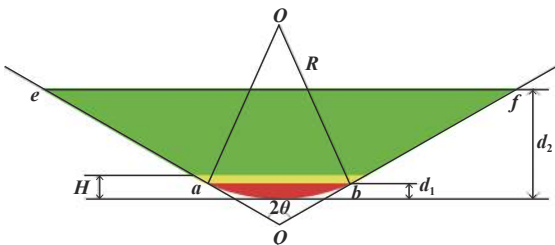


Fig. 2 The schematic of Rockwell C diamond indenter
图2 Rockwell C金刚石压头示意图

2.2 能量尺寸效应定律模型

Bažant所提出的尺寸效应定律^[19]为

$$\sigma_N = \frac{Bf'_t}{\sqrt{1 + D/D_0}} \quad (10)$$

式中: σ_N 是材料的名义应力, B 是无量纲常数, f'_t 是材料的拉伸强度, D 是材料的特征尺寸, D_0 是材料由塑性屈服到断裂的过渡尺寸. 首先通过量纲分析推导 F_T 、 A 和 p 的关系, 然后基于量纲分析和压头的轴对称形状特点, 便可推导出微观的能量尺寸效应定律, 其中材料的名义应力和材料由塑性屈服到断裂的过渡尺寸定义^[18]为

$$\sigma_N = F_T/A, D = A/2p \quad (11)$$

然后进行非线性优化, 按照公式(12)求解材料的断裂韧性 K_c ^[18]:

$$y = \ln \frac{M}{\sqrt{N + e^x}} \quad (12)$$

式中: $x = \ln D$, $y = \ln \sigma_N$, $M = Bf'_t \sqrt{D_0} = K_c$, $N = D_0$. 能量尺寸效应定律模型的适用条件为压头的锥体区域($d > H$)^[18], 需要对压头的半顶角进行等效处理为 θ' , 相应的按照锥形形状求解压头接触投影面积和周长的公式为

$$A = d^2 \tan^2 \theta', p = 2d \tan \theta' / \sin \theta' \quad (13)$$

3 划痕试验结果分析

图3(a)表示铜的载荷位移曲线及全景成像. 在划痕距离为2.5 mm之前, AE信号比较平稳, 随着划痕距离的增大, AE信号强度呈线性增加. AE信号的波动主要与晶界存在引起的位错堆积有关. 位错运动是金属塑性变形的机制, 当材料发生塑性变形时, 应力逐渐增大, 应变能量得以存储. 当应力超过一定数值时, 则产生位错运动并释放应变能^[20]. 从全景成像中可看出划痕轨迹两边不平, 是由于材料发生塑性流动造成的. 切向力发生波动的原因主要与材料的变形和位错运动有关, 位错运动会使储存的应变能得以释放, 进而使力暂时减小^[21]. 划痕深度波动主要与材料的变形有关.

图3(b)表示PC的载荷位移曲线及全景成像, 划痕轨迹比较平滑, 边缘无明显裂纹, AE信号的强度随着划痕距离的增大稳定增加. Briscoe等^[22]根据不同锥角的压头和正压力对变形机制的影响. 对于锥角为120°的压头, 在低载荷阶段, 主要发生弹性变形同时伴随少量的塑性

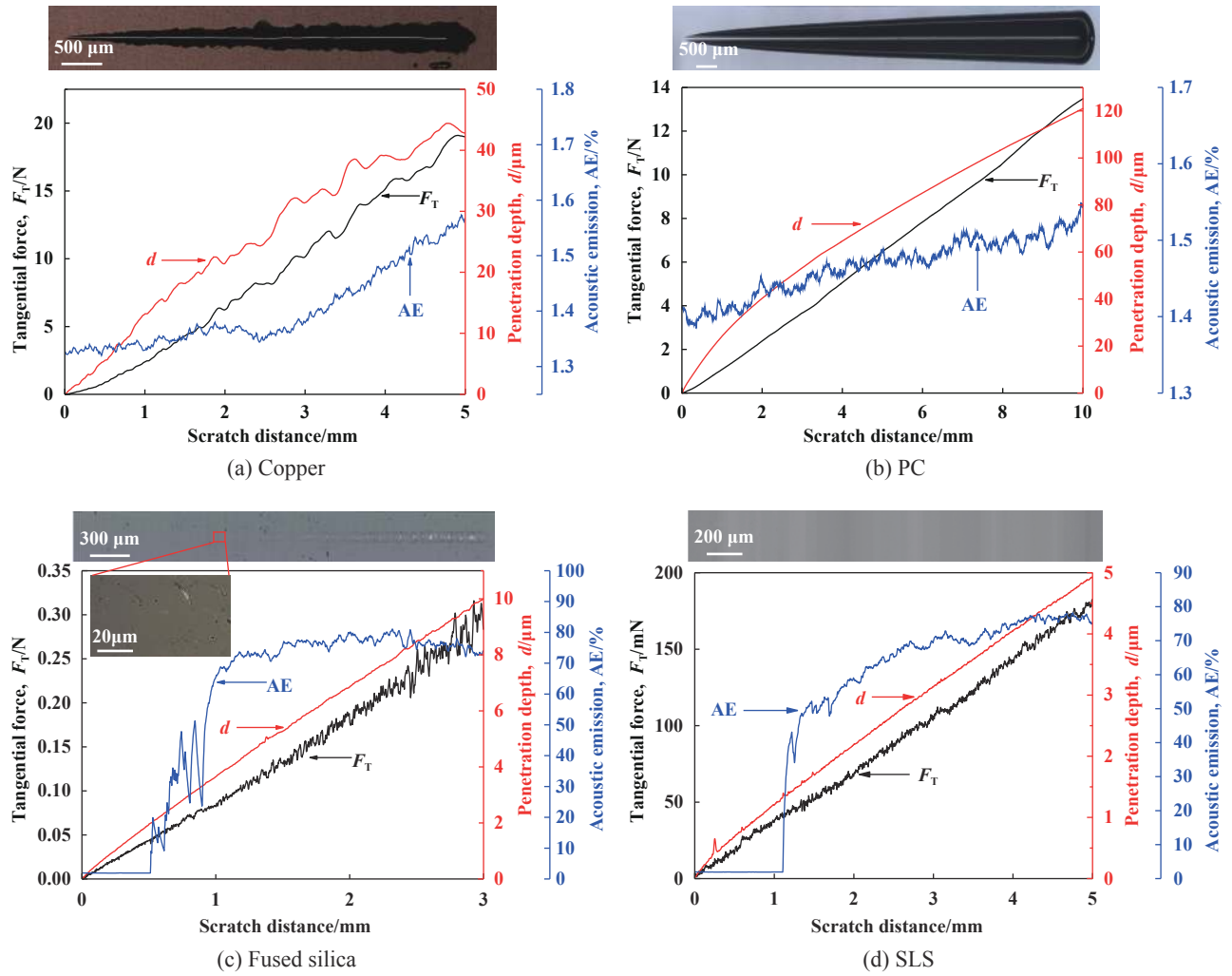


Fig. 3 The load-displacement curves with panorama views

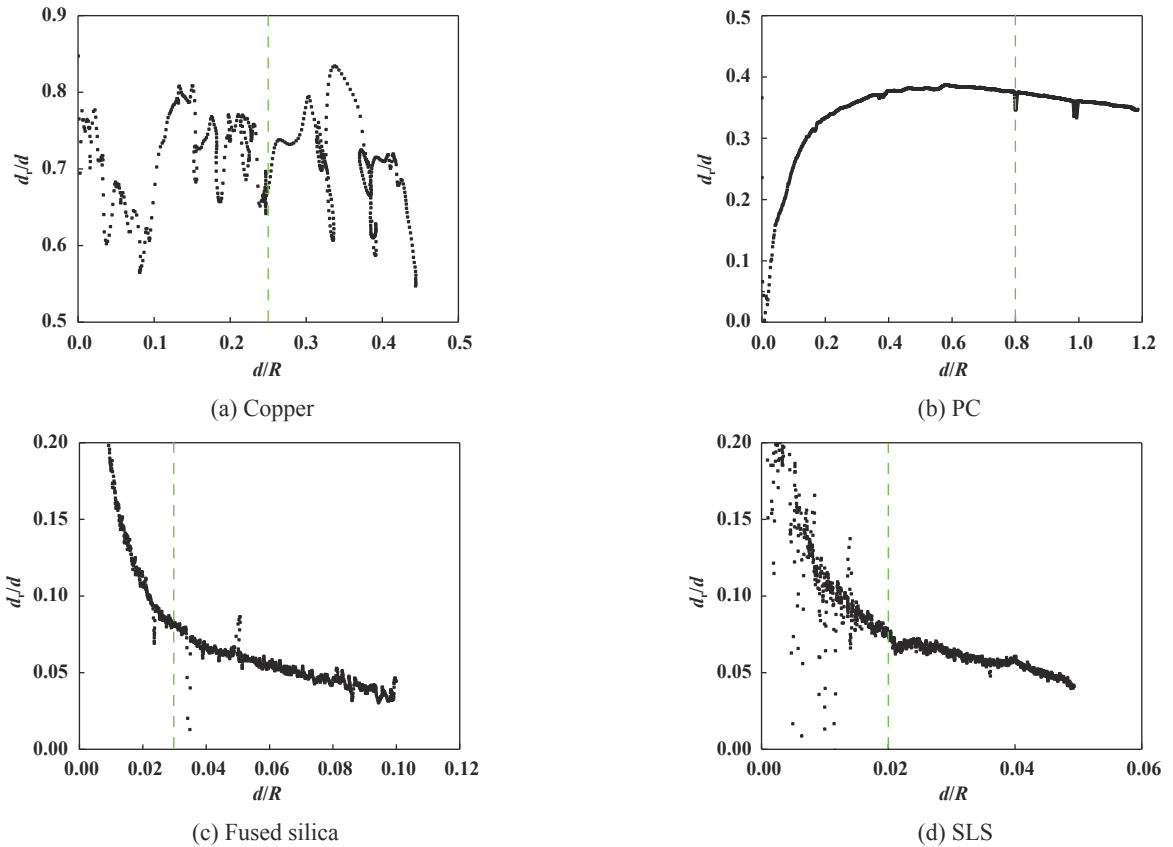
图3 载荷位移曲线及全景成像

变形;在高载荷阶段,材料能够适应压头的运动而没有任何离散断裂的迹象,主要发生由塑性变形占主导的韧性犁耕。

图3(c)表示熔融石英的载荷位移曲线及全景成像。在划痕距离为0.5 mm时,AE信号发生剧烈波动。在划痕距离为1.2 mm时,AE信号由剧烈波动过渡到平稳波动,从全景成像中可看到有大量的碎片产生,材料发生断裂。裂纹的形式呈半圆形,属于赫兹拉伸裂纹^[23],和钠钙硅玻璃断裂的裂纹形式相同^[24]。由于试验中SLS的最大载荷为3 N,小于文献^[24]中的最大载荷5 N,所以本文中的SLS未观察到赫兹裂纹。随着正压力的增大,裂纹逐渐增多,裂纹的数量和划痕速度有关^[25]。在AE信号由剧烈波动阶段过渡到平稳波动阶段时,切向力发生较大的波动,波动程度随着正压力的增加逐渐加剧,原因可能是熔融石英发生了严重破坏所致。

图3(d)表示SLS的载荷位移曲线及全景成像。由于正压力较小,弹性回复量较大,材料表面无裂纹,所以未观察到划痕轨迹。AE信号的波动形式和熔融石英类似,在划痕距离为1.1 mm时,AE信号发生剧烈波动。SLS的划痕失效形式与加载条件有关,在低载荷阶段,主要发生韧性断裂;在高载荷阶段,出现裂纹并产生大量的碎片^[26]。在AE信号转变处,材料发生断裂,但材料的表面未观察到裂纹和大量的碎片,说明此时材料处于低载荷阶段,主要发生韧性断裂。

图4(a)、图4(b)、图4(c)和图4(d)分别表示铜、PC、熔融石英和SLS的 d/R 与 d_i/d 的关系曲线(其中 d_i 表示残余深度,虚线代表 d_i/d 发生转变的位置)。在 d/R 超过一定数值时,4种材料的弹性回复量都随着划痕深度的增加而增大。铜的弹性回复量相对较小($d_i/d > 0.5$),在划痕过程中主要发生塑性变形。在划痕深度较浅时,PC中的弹性回复量随着划痕深度的增加而减小,然后

Fig. 4 d/R 与 d_p/d 的关系图4 The relationship between d/R and d_p/d :

随着划痕深度的增加而增大,转折点处应该是PC发生韧性断裂所致,使弹性回复量增加.在整个划痕过程中,熔融石英和SLS的弹性回复量都随着划痕深度的增加而增大,在虚线位置处,弹性回复量随着划痕深度的增加由剧烈的增加阶段开始过渡到相对平缓的阶段.虚线后阶段材料的弹性回复量相对较大,弹性变形占主导,符合LEFM模型的前提条件,因此按照虚线后的阶段评估材料的断裂韧性.

图5(a)、图5(b)、图5(c)和图5(d)分别表示铜、PC、熔融石英和SLS基于LEFM模型求解的断裂韧性,取虚线后阶段材料断裂韧性的平均值作为材料断裂韧性的参考值.在划痕深度较浅时,压头形函数修正后的断裂韧性数值随着划痕深度的增加而逐渐增大,与修正前的趋势相反.压头形函数修正后铜的断裂韧性大约为 $K_{Ic} = 10.39 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,和Qin等^[27]利用单边切口梁(SENB)法的测试结果($9.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)相吻合,而压头形函数修正前的断裂韧性为 $K_{Ic} = 16.28 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,数值偏大,误差约为73%.断裂韧性数值在AE信号转变处发生较大波动,主要与切向力和划痕深度的波动有关.压头形函数修正后PC的断裂韧性大约为 $2.22 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

左右,与SENB方法的测试结果接近($2.24 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[28]和 $2.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[29]),而形函数修正前的测试结果($2.69 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)偏大,误差约为22%.熔融石英和SLS的断裂韧性数值随着划痕深度的增加呈线性增加.压头形函数修正后熔融石英的断裂韧性大约为 $0.80 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 左右,与山形切口梁(CNB)法($0.79 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[30])和单边预裂纹梁(SEPB)法($0.77 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[31])的测试结果接近,而修正前的数值($2.83 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)偏大,与修正前的测试结果相比,误差为2.5倍左右.压头形函数修正后SLS的断裂韧性大约为 $1.05 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 左右,与压痕断裂法(IF)的测试结果($0.75 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[32-33])接近,而修正前的数值偏大,误差为5.5倍左右.断裂韧性的误差不仅与材料的结构尺寸和成分有关^[34-36],和试验条件^[37-39]也有一定的关系.同时测试过程中样品表面的倾斜也会对测试结果产生一定的影响.

图6所示为压头形函数修正后(公式(8)和(9))与压头形函数修正前(公式(6))的比值.形函数的比值随着划痕深度的增加逐渐减小,最后趋近于1.当 $d/R < 1.5$ 时,形函数比值较大,导致断裂韧性相差较大.四种材料按照最大划痕深度由浅到深的顺序,压头形函数的

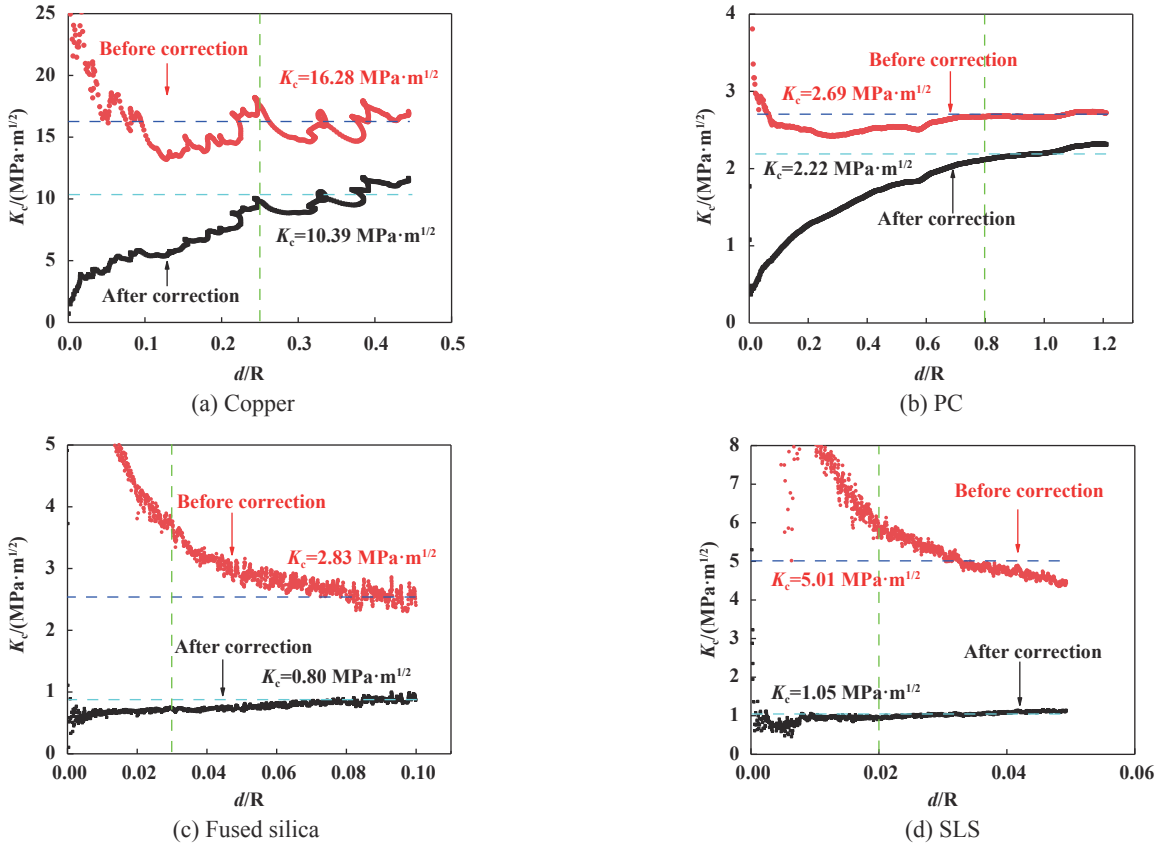


Fig. 5 Fracture toughness analysis based on LEFM model

图 5 基于LEFM模型的断裂韧性分析

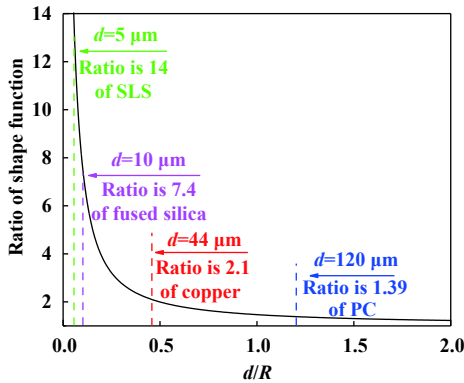


Fig. 6 The ratio of shape function after and before correction

图 6 形函数修正后与修正前的比值

比值依次为14(SLS)、7.4(熔融石英)、2.1(铜)和1.39(PC)。SLS的最大划痕深度最浅,形函数比值最大,对测试结果的影响最大,熔融石英和铜次之,PC的影响最小,测试断裂韧性的误差依次为5.5倍、2.5倍、73%和22%。当 $d/R > 1.5$ 时,两者比值逐渐减小趋近于1。因此在划痕深度较浅时,形函数对测试结果的影响不能忽略,需要对压头的形函数进行修正。

采用能量尺寸效应定律对铜和PC进行了测试,因

为SEL模型评估断裂韧性的适用条件为压头的锥体区域,所以剔除了压头球体区域的数据($d < H$)。熔融石英和SLS的最大划痕深度均未超过压头的转变深度 H ,因此SEL模型对熔融石英和SLS不适用。首先按照公式(8)和(9)求解铜和PC在整个划痕过程中的投影接触面积 A 和周长 p ,绘制 A 和 p 与划痕深度 d 的曲线,然后按照公式(13)对曲线进行拟合,求解材料在不同划痕深度下 A 和 p 所对应的等效半顶角。最后把等效半顶角代入公式(13),按照拟合公式(12)求解出参数 M 和 N ,便可得到铜和PC的断裂韧性。PC按照投影接触面积 A 进行拟合的等效半顶角 θ'_A 为 66.14° ,按照周长 p 进行拟合的等效半顶角 θ'_p 为 64.17° ;铜按照投影接触面积 A 进行拟合的等效半顶角 θ'_A 为 72.25° ,按照周长 p 进行拟合的等效半顶角 θ'_p 为 68.99° 。PC和铜按照等效半顶角 θ'_A 求解的断裂韧性分别为 2.16 和 $11.27 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,与LEFM模型求解的数值 2.22 和 $10.39 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 相近;PC和铜按照等效半顶角 θ'_p 求解的断裂韧性分别为 2.34 和 $13.53 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,和LEFM模型的计算结果相差较大。因此,取 θ'_A 为铜和PC在SEL模型中的等效半顶角。

图7(a)和图7(b)分别表示铜和PC基于SEL模型评

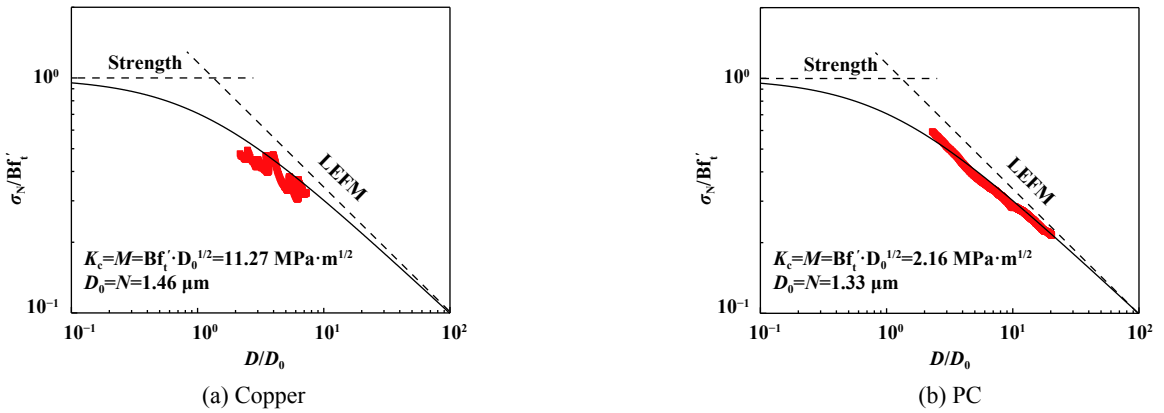


Fig. 7 Fracture toughness analysis based on SEL model

图7 基于SEL模型的断裂韧性分析

估的断裂韧性,其中黑色虚线代表强度准则和线弹性断裂准则,黑色实线代表能量尺寸效应准则. Akono^[16]根据脆性指数 D/D_0 把SEL模型的评估结果分为3个区域进行分析:当 $D/D_0 \leq 1$ 时,材料主要发生塑性变形,适合采用塑性极限分析;当 $1 < D/D_0 < 10$ 时,弹塑性变形共存,可采用非线性断裂力学分析,即采用SEL模型分析材料的断裂韧性;当 $10 \leq D/D_0$ 时,适合采用LEFM模型进行分析. 划痕过程中铜的变形机制主要是塑性变形,处在弹塑性变形共存阶段,此阶段 $1 < D/D_0 < 10$. 虽然处于弹塑性变形共存阶段,但仍然可采用LEFM模型评估材料的断裂韧性,说明LEFM模型所对应的 D/D_0 范围可适当放宽. PC处于弹塑性变形阶段和断裂阶段,说明适合采用SEL和LEFM两种模型分析. 二种材料根据SEL模型的计算结果均与LEFM模型的计算结果相近,说明修正后的两种模型均可较精确的评估铜和PC的断裂韧性. 表2所示4种材料在不同测试方法下的断裂韧性,压头形函数修正后根据LEFM模型计算4种材料的断裂韧性和SEL模型的评估结果一致,与SENB法、CNB法或IF法测得的结

果相近,而未考虑压头顶端的球体区域时评估断裂韧性的结果偏大. 因此在划痕深度较浅时,为了减小测试误差,必须要考虑圆锥压头顶端的球体区域.

4 结论

国内首次利用划痕方法测试材料的断裂韧性,测试了铜、PC、熔融石英和SLS的断裂韧性,测试结果与传统测试断裂韧性方法的评估结果相吻合,对于形成一种简便实用可靠性高的断裂韧性测试方法具有重要的指导意义.

a. 采用LEFM模型评估了铜、PC、熔融石英和SLS 4种材料的断裂韧性,测试结果与SENB、CNB或IF等传统方法测试断裂韧性的结果相吻合.

b. 采用SEL模型评估断裂韧性时需按照投影接触面积对压头半顶角进行等效. 采用SEL模型评估铜和PC断裂韧性的结果与LEFM模型评估的结果一致.

c. 在划痕深度较浅时,考虑和未考虑压头顶端球体区域时压头形函数的差别较大,采用LEFM模型评估断裂韧性时必须要考虑压头顶端的球体区域.

参考文献

[1] Wu Z, Yang S, Hu X, et al. An analytical model to predict the effective fracture toughness of concrete for three-point bending notched beams[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2006, 73(15): 2166–2191. doi: 10.1016/j.engfractmech.2006.04.001.

[2] Yokoyama T, Kishida K. A novel impact three-point bend test method for determining dynamic fracture-initiation toughness[J]. Experimental Mechanics, 1989, 29(2): 188–194. doi: 10.1007/BF02321374.

[3] Evans A G, Charles E A. Fracture toughness determinations by indentation[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1976, 59(7-8): 371–372. doi: 10.1111/j.1151-2916.1976.tb10991.x.

表2 各种材料在不同测试方法下的断裂韧性

Table 2 Fracture toughness of various materials using different test methods

Materials	SENB/CNB/ IF method	(MPa·m ^{1/2})			
		LEFM method		SEL method	
		Before correction	After correction	θ_A'	θ_p'
Copper	9.4 ^[27]	16.28	10.39	11.27	13.53
PC	2.2 ^[29]	2.69	2.22	2.16	2.34
Fused silica	0.79 ^[30]	2.83	0.80	NA	NA
SLS	0.75 ^[32]	5.01	1.05	NA	NA

NA: not applicable.

- [4] Dukino R D, Swain M V. Comparative Measurement of Indentation Fracture Toughness with Berkovich and Vickers Indenters[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, 75(12): 3299–3304.
- [5] Jungk J M, Boyce B L, Buchheit T E, et al. Indentation fracture toughness and acoustic energy release in tetrahedral amorphous carbon diamond-like thin films[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(15): 4043–4052. doi: [10.1016/j.actamat.2006.05.003](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.05.003).
- [6] Yang Honggang, Li Shu, Duan Deli. Scratching test and its finite element simulation for estimating adhesion between TiN film and substrate[J]. *Tribology*, 2009, 29(6): 592–599 (in Chinese) [杨洪刚, 李曙, 段德利. 评估TiN薄膜与基材结合的划痕试验及有限元模拟[J]. *摩擦学学报*, 2009, 29(6): 592–599]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2009.06.017](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2009.06.017).
- [7] Xue Weihai, Gao Siyang, Duan Deli, et al. The effect of linear speed on the wear behavior of TC4 blade and Ni-G seal coating[J]. *Tribology*, 2013, 33(6): 614–621 (in Chinese) [薛伟海, 高祺洋, 段德利, 等. 刮擦线速度对TC4叶片与Ni-G封严涂层磨损行为的影响[J]. *摩擦学学报*, 2013, 33(6): 614–621]. doi: [10.16078/j.tribology.2013.06.006](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2013.06.006).
- [8] Gao C, Liu M. Effects of normal load on the coefficient of friction by microscratch test of copper with a spherical indenter[J]. *Tribology Letters*, 2019, 67(1): 8. doi: [10.1007/s11249-018-1124-9](https://doi.org/10.1007/s11249-018-1124-9).
- [9] Kataruka A, Mendu K, Okeoghene O, et al. Microscopic assessment of bone toughness using scratch tests[J]. *Bone Reports*, 2017, 6: 17–25. doi: [10.1016/j.bonr.2016.12.001](https://doi.org/10.1016/j.bonr.2016.12.001).
- [10] Johnson C V, Chen J, Hasparyk N P, et al. Fracture properties of the alkali silicate gel using microscopic scratch testing[J]. *Cement and Concrete Composites*, 2017, 79: 71–75. doi: [10.1016/j.cemconcomp.2017.01.012](https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2017.01.012).
- [11] Al Wakeel S, Hubler M H. Introducing heterogeneity into the microscratch test fracture toughness relation for brittle particle composites[J]. *Experimental Mechanics*, 2018, 58(8): 1237–1247. doi: [10.1007/s11340-018-0408-1](https://doi.org/10.1007/s11340-018-0408-1).
- [12] Akono A T, Randall N X, Ulm F J. Experimental determination of the fracture toughness via microscratch tests: application to polymers, ceramics, and metals[J]. *Journal of Materials Research*, 2012, 27(2): 485–493. doi: [10.1557/jmr.2011.402](https://doi.org/10.1557/jmr.2011.402).
- [13] Akono A T, Ulm F J. An improved technique for characterizing the fracture toughness via scratch test experiments[J]. *Wear*, 2014, 313(1-2): 117–124. doi: [10.1016/j.wear.2014.02.015](https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.02.015).
- [14] Lin J S, Zhou Y. Can scratch tests give fracture toughness[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2013, 109: 161–168. doi: [10.1016/j.engframech.2013.06.002](https://doi.org/10.1016/j.engframech.2013.06.002).
- [15] Akono A T, Ulm F J, Bažant Z P. Discussion: Strength-to-fracture scaling in scratching[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2014, 119: 21–28. doi: [10.1016/j.engframech.2014.02.025](https://doi.org/10.1016/j.engframech.2014.02.025).
- [16] Akono A T, Bouché G A. Rebuttal: Shallow and deep scratch tests as powerful alternatives to assess the fracture properties of quasi-brittle materials[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2016, 158: 23–38. doi: [10.1016/j.engframech.2016.02.010](https://doi.org/10.1016/j.engframech.2016.02.010).
- [17] Lin J S, Zhou Y. Rebuttal: shallow wide groove scratch tests do not give fracture toughness[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2015, 133: 211–222. doi: [10.1016/j.engframech.2014.10.030](https://doi.org/10.1016/j.engframech.2014.10.030).
- [18] Akono A T. Energetic size effect law at the microscopic scale: application to progressive-load scratch testing[J]. *Journal of Nanomechanics and Micromechanics*, 2016, 6(2): 04016001. doi: [10.1061/\(ASCE\)NM.2153-5477.0000105](https://doi.org/10.1061/(ASCE)NM.2153-5477.0000105).
- [19] Bažant Z P. Size effect in blunt fracture: concrete, rock, metal[J]. *Journal of Engineering Mechanics*, 1984, 110(4): 518–535. doi: [10.1061/\(ASCE\)0733-9399\(1984\)110:4\(518\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0733-9399(1984)110:4(518)).
- [20] Zhou W, He Y, Lu X. Scratch deformation mechanism of copper based on acoustic emission[J]. *Insight-Non-Destructive Testing and Condition Monitoring*, 2016, 58(5): 256–263. doi: [10.1784/insi.2016.58.5.256](https://doi.org/10.1784/insi.2016.58.5.256).
- [21] Zhu P, Hu Y, Fang F, et al. Multiscale simulations of nanoindentation and nanoscratch of single crystal copper[J]. *Applied Surface Science*, 2012, 258(10): 4624–4631. doi: [10.1016/j.apsusc.2012.01.041](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.01.041).
- [22] Briscoe B J, Pelillo E, Sinha S K. Scratch hardness and deformation maps for polycarbonate and polyethylene[J]. *Polymer Engineering & Science*, 1996, 36(24): 2996–3005.
- [23] Frank F C, Lawn B R. On the theory of Hertzian fracture[J]. *Proceedings of the Royal Society of Lond, Series A*, 1967, 299(1458): 291–306. doi: [10.1098/rspa.1967.0137](https://doi.org/10.1098/rspa.1967.0137).
- [24] Bandyopadhyay P, Dey A, Mandal A K, et al. New observations on scratch deformations of soda lime silica glass[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2012, 358(16): 1897–1907. doi: [10.1016/j.jnoncrysol.2012.05.041](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2012.05.041).
- [25] Bandyopadhyay P, Dey A, Mandal A K, et al. Effect of scratching speed on deformation of soda–lime–silica glass[J]. *Applied Physics A*, 2012, 107(3): 685–690.
- [26] Le Houérou V, Sangleboeuf J C, Dériano S, et al. Surface damage of soda–lime–silica glasses: indentation scratch behavior[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2003, 316(1): 54–63. doi: [10.1016/S0022-3093\(02\)01937-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(02)01937-3).
- [27] Qin E W, Lu L, Tao N R, et al. Enhanced fracture toughness and strength in bulk nanocrystalline Cu with nanoscale twin bundles[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(20): 6215–6225. doi: [10.1016/j.actamat.2009.08.048](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.08.048).
- [28] Parvin M, Williams J G. Ductile-brittle fracture transitions in polycarbonate[J]. *International Journal of Fracture*, 1975, 11(6): 963–972.
- [29] Parvin M, Williams J G. The effect of temperature on the fracture of polycarbonate[J]. *Journal of Materials Science*, 1975, 10(11): 1883–1888. doi: [10.1007/BF00754478](https://doi.org/10.1007/BF00754478).
- [30] Lucas J P, Moody N R, Robinson S L, et al. Determining fracture toughness of vitreous silica glass[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995, 32(5): 0–748.

- [31] Salem J A, Sglavo V. Transparent armor ceramics as spacecraft windows[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2013, 96(1): 9.
- [32] Gong J, Chen Y, Li C. Statistical analysis of fracture toughness of soda-lime glass determined by indentation[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2001, 279(2-3): 219–223. doi: [10.1016/S0022-3093\(00\)00418-X](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(00)00418-X).
- [33] Anstis G R, Chantikul P, Lawn B R, et al. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1981, 64(9): 533–538. doi: [10.1111/j.1151-2916.1981.tb10320.x](https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1981.tb10320.x).
- [34] Dériano S, Jarry A, Rouxel T, et al. The indentation fracture toughness (KC) and its parameters: the case of silica-rich glasses[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2004, 344(1-2): 44–50. doi: [10.1016/j.jnoncrysol.2004.07.021](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2004.07.021).
- [35] Mueller M G, Pejchal V, Žagar G, et al. Fracture toughness testing of nanocrystalline alumina and fused quartz using chevron-notched microbeams[J]. *Acta Materialia*, 2015, 86: 385–395. doi: [10.1016/j.actamat.2014.12.016](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.016).
- [36] Becher P F, Sun E Y, Plucknett K P, et al. Microstructural design of silicon nitride with improved fracture toughness: I, effects of grain shape and size[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, 81(11): 2821–2830.
- [37] Kim A, Bosnyak C P, Chudnovsky A. Effects of weathering, scale, and rate of loading on polycarbonate fracture toughness[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 1994, 51(11): 1841–1848. doi: [10.1002/app.1994.070511101](https://doi.org/10.1002/app.1994.070511101).
- [38] Zhang Q B, Zhao J. Effect of loading rate on fracture toughness and failure micromechanisms in marble[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2013, 102(2): 288–309.
- [39] Al-Shayea N A, Khan K, Abduljawwad S N. Effects of confining pressure and temperature on mixed-mode (I–II) fracture toughness of a limestone rock[J]. *International Journal of Rock Mechanics & Mining Sciences*, 2000, 37(4): 629–643.

DOI: 10.16078/j.tribology.2019044

铝掺杂WC-Co基硬质合金的高温摩擦学性能、磨损机理及抗氧化性能研究

刘育林^{1,2}, 朱圣宇¹, 于源^{1,3}, 程军¹, 宋承立^{1*}, 乔竹辉^{1,2,3*}, 胡斌¹

(1. 中国科学院兰州化学物理研究所 固体润滑国家重点实验室, 甘肃 兰州 730000;

2. 中国科学院大学 材料科学与光电工程中心, 北京 100049;

3. 青岛资源化学与新材料研究中心, 山东 青岛 266000)

摘要: 通过高能球磨和电火花等离子烧结, 成功制备了(xAl-WC)-6Co(x=0.2, 0.33)三元复合材料, 并研究了铝掺杂WC-Co基硬质合金在空气环境中500、600和700 °C下的摩擦学性能。所制备的铝掺杂WC-Co, 基体由WC和Co耦合而成, Al在烧结过程中发生氧化, 基体上弥散分布细小的Cr₃C₂和Al₂O₃增强相。(0.2Al-WC-6Co)的硬度与断裂韧性明显高于WC-6Co, (0.33Al-WC)-6Co的断裂韧性较低。脆性钨类氧化物的形成是Al-WC-Co硬质合金高温磨损的主要原因。随着Al元素加入量的提高, 硬质合金的高温抗软化性能和抗氧化性能提高, 磨损表面的剥落和破碎行为减弱, 材料的高温耐磨性能提高。

关键词: 铝掺杂WC-Co基硬质合金; 高温; 抗氧化性; 摩擦学性能

中图分类号: TH117.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0565-12

Wear Mechanism, Tribological and Anti-Oxidation Properties of Al Doped WC-Co Hardmetals under High Temperature

LIU Yulin^{1,2}, ZHU Shengyu¹, YU Yuan^{1,3}, CHENG Jun¹, SONG Chengli^{1*}, QIAO Zhuhui^{1,2,3*}, HU Bin¹

(1. Lanzhou Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Gansu Lanzhou 730000, China

2. Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering, University of Chinese

Academy of Science, Beijing 100049, China

3. Qingdao Center of Resource Chemistry & New Materials, Shandong Qingdao 266000, China)

Abstract: Combining high energy ball milling and spark plasma sintering (SPS) technologies, (x%Al-WC)-6%Co (x=0.2 or 0.33, atomic fraction) ternary composites were successfully prepared. The tribological properties of Al doped WC-Co at 500, 600 and 700 °C in air environment were studied. The matrix of the prepared Al doped WC-Co was coupled by WC and Co, and Al oxidized during the sintering process. Numerous fine Cr₃C₂ and Al₂O₃, as hard phases, dispersed in the matrix. The hardness and fracture toughness of the (0.2Al-WC-6Co) were higher than that of WC-6Co. (0.33Al-WC)-6Co showed low fracture toughness. The formation of brittle tungsten oxides was the main reason of wear loss of Al-WC-Co at high temperature. With the increasing contents of Al, both the high temperature softening resistance and oxidation resistance of the Al-WC-Co were improved, and the spalling and breaking behaviors on the worn surface were reduced. The addition of Al could led to the improvement of the tribological properties of WC hard alloy.

Key words: Al doped WC-Co; elevated temperatures; anti-oxidation performance; tribological properties

Received 7 March 2018, revised 24 April 2019, accepted 12 May 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: songchl@licp.cas.cn; E-mail: zhqiao@licp.cas.cn, Tel: +86-931-4968193.

The project was funded by the National Key R&D Program of China (2018YFB2000100), the National Natural Science Foundation of China (51775532), Taishan Scholarship of Shandong Province and the Outstanding Talents of Qingdao Innovations.

国家重点研发计划(2018YFB2000100), 国家自然科学基金(51775532), 山东省泰山学者和青岛创新创业领军人才项目资助。

WC-Co硬质合金具有较高的硬度与韧性,因此被广泛用作加工工具^[1-2]、钻头^[3-4]和保护涂层^[5-7]等耐磨部件.实际工况中硬质合金材料会经受剧烈摩擦,产生高温氧化.宏观上,氧化会耗损WC基体,从而导致承载截面减小;微观上,高温导致晶粒长大,改变块体拉伸应力,氧化导致材料内部缺陷与坑蚀增多,造成基体与氧化层之间的热差.因此,高温氧化能劣化材料的力学性能,显著降低材料的硬度,降低耐磨部件的服役寿命^[8-9].

WC-Co硬质合金表面在500 °C左右开始出现大量氧化物^[10];升温范围在600 °C到800 °C之间时,硬质合金的氧化速率增长最快;温度达到800 °C时,试样表面几乎完全氧化变性^[11].因此,提高大量氧化物出现的起始温度(500 °C)与表面完全氧化温度(800 °C),以及降低600 °C与800 °C之间的氧化速率,是改善WC-Co硬质合金的抗氧化性的有效方法.相比W、C和Co元素,Al元素更容易被氧化,能形成化学性质稳定的Al₂O₃.根据选择性氧化保护理论^[12],Al的加入有望提高WC-Co的抗氧化性能.此外,以往的工作证明,采用高能球磨和热压烧结工艺制备Al-WC-Co三元硬质合金是可行的^[13-17].

除了氧化外,高温磨损也是导致WC-Co硬质合金刀具失效的重要原因之一^[18-20].在实际工况中,刀具与工件之间的剧烈摩擦会导致切削温度高达1 000 °C^[21]以上,从而造成较高的磨损.因此,设计和制备具有较低摩擦系数的新型硬质合金,可以减少加工过程中产生的热量,延长刀具寿命.早期工作研究了Al-WC-Co-氟化物复合材料在不同条件下的摩擦学行为^[17],并且发现铝的加入能够有效降低WC-Co基硬质合金材料的摩擦系数,说明铝掺杂WC-Co基硬质合金具有工程应用的潜力.然而,铝掺杂WC-Co基硬质合金的润滑机理和磨损行为尚不清楚,需要进一步研究.

在高温摩擦磨损工况下,氧化和磨损的协同作用能降低WC-Co硬质合金的服役性能和使用寿命.铝的加入有望同时提高样品的抗氧化和抗磨损性能.本文作者通过高能球磨制备出稳定的Al/WC前驱体粉体,保证了后续混合的Al-WC-Co粉在烧结过程中不会发生Al元素析出.相较于WC-Co硬质合金,Al-WC-Co具有较低的密度和较高的硬度.研究了Al-WC-Co与WC-Co硬质合金在500 °C至700 °C的高温摩擦学行为,并分析了磨损机理,期望为新型低摩擦-高耐磨掺铝WC-Co基硬质合金的进一步研制提供理论支撑.

1 材料与方 法

原料粉末:碳化钨(颗粒尺寸500 nm,质量分数99%)、铝(颗粒尺寸75~150 μm,质量分数99%)、钴(颗粒尺寸75 μm,质量分数99%)和碳化铬(颗粒尺寸2~4 μm,质量分数99.5%).

试验设备:行星式高能球磨机(Fritsch Pulverisettes5,德国)、火花等离子烧结炉(LABOX-3010KF,日本)、HT-1000球盘式高温摩擦试验机(中国兰州)、3D表面轮廓仪(NanoMap-D,美国)、高温硬度计(HTV-PHS30,阿基米德)、场发射扫描电镜(JSM-6701F,日本)、X射线衍射仪(帕纳科,荷兰)、激光拉曼光谱仪(Lab RAM HR Evolution,法国).

1.1 样品制备

首先,按照化学计量比,Wc与Al粉经过28 h的高能球磨制得WC-20Al和WC-33Al的前驱体粉体.然后,按照表1的成分称取3种不同比例的WC、WC-20Al、WC-33Al与Co、Cr₃C₂粉,分别高能球磨4 h,得到预烧粉末.球磨的具体工艺参数为采用硬质合金球、球料比5:1、转速240 r/min;在高纯氩气环境下和添加适量的无水乙醇进行球磨,避免粉体的粘附和氧化.将得到的预烧粉末放置在热压烧结炉中,在氩气环境下按如下烧结条件进行烧结:烧结温度1 300 °C、烧结压力40 MPa、保温时间5 min、升温速率200 °C/min.

表1 混合粉的组成(质量分数)

Table 1 Compositions of the mixed WC-Co and Al-WC-Co powders

Powder	w(WC)/%	w(Al)/%	w(Co)/%	w(Cr ₃ C ₂)/%
WC-6Co	93.4	0	6	0.6
(0.2Al-WC)-6Co	90.3	3.1	6	0.6
(0.33Al-WC)-6Co	87.4	6	6	0.6

3种样品被简写记为WC-6Co、(0.2Al-WC)-6Co和(0.33Al-WC)-6Co.

1.2 摩擦磨损试验

高温球盘式摩擦试验中的“球”为固定的SiC球(硬度28 GPa,φ6.25 mm)、“圆盘”为随电机转动的所烧结硬质合金试样.试验前,将烧结得到的硬质合金加工成所需的摩擦学试样尺寸,并打磨抛光.试验速度、载荷、运行时间和磨痕半径分别为0.225 m/s、2 kg、1 h和4 mm.摩擦系数由所配备电脑记录.磨损率通过计算公式 $K=V/(SF)$ 算到,其中: K 为磨损率,单位为mm³/(Nm); V 为磨损体积,单位为mm³,由3D表面轮廓仪测得; F 为载荷,单位为N.

1.3 表征

样品密度在去离子水中采用阿基米德原理测得; 样品维氏硬度使用高温硬度计在静载 100 N、保持时间 5 s 的条件下测得; 根据硬度测试所得的菱形压痕四角裂纹总长度(ΣLi), 利用经验公式计算出相应断裂韧性(K_{IC})^[22]. 表 2 列出了样品的此 3 种力学性能值, 结果均为 5 次测试结果的平均值.

表 2 烧结样品的力学性能

Table 2 Mechanical properties of sintered WC-Co and Al-WC-Co ternary composites

Sample	Density/(g/cm ³)	HV ₁₀ /(kg/mm ²)	K _{IC} /(MPa m ^{1/2})
WC-6Co	14.52 (14.95)	2 047	9.94
(0.2Al-WC)-6Co	12.58(12.69)	2 172	10.28
(0.33Al-WC)-6Co	11.41 (11.14)	2 113	7.5

使用 X 射线衍射仪(XRD)对烧结样品的相组成进行表征. 原料粉末、断口形貌以及磨损表面的微观形貌观察均使用 JSM-6701F 场发射扫描电镜完成, 相应的组成成分则由配套的 EDS 检测完成. 使用激光拉曼光谱仪分析试样磨损表面的氧化物种类.

2 结果与讨论

2.1 粉末和烧结试样的表征

2.1.1 粉末

图 1(a) 为纯 Al 的 XRD 衍射峰, 其中 Al 元素的两个最强峰分别位于 38.4° 和 44.7° 左右, 对应 (111) 和 (200) 晶面. 图 1(b) 为所制备的 Al/WC 混合粉的 XRD 图谱, 主要为 WC 峰; 随着球磨时间的增加, WC 峰的高度变低, 宽度增大. 图 1(c) 为图 1(b) 中 36.4° 与 46.4° 之间 XRD 图谱的局部放大图, 从中可以看出, 代表 (111) 和 (200) 晶面的 Al 峰强度随着球磨时间的增加而降低, 当

球磨时间达到 28 h, Al 峰消失. 烧结过程表明, 直接烧结 WC、Co 和 Al 的混合粉末, 会发生 Al 元素在烧结过程中流出; 随着预制粉 Al-WC 球磨时间的增大, Al 元素流出现象减弱; 当球磨时间增大到 28 h, 烧结过程没有发生 Al 元素的流出. 由此可得, 对 Al/WC 混合粉进行持续 28 h 的球磨, 能够防止低熔点的铝在 Al-WC-Co 粉末在烧结过程中流出.

WC-Co 混合粉 (4 h) 与 Al-WC-Co 混合粉 (28+4 h) 的总球磨时间不同, 对应的颗粒尺寸有较大的差别. 图 2(a) 和图 2(b) 分别为 WC 粉末和 WC-Co 混合粉的 SEM 照片, WC 粉末和 WC-Co 混合粉的粉末粒度类似, 4 h 的球磨没有使 WC 粉末尺寸出现大的改变. 图 2(c) 和图 2(d) 为球磨 (28+4) h 的 Al-WC-Co 混合粉形貌的 SEM 照片, 球磨后 Al-WC-Co 混合粉的粒度约为 WC 和 WC-Co 混合粉的十分之一, 证明较长的球磨时间 (28+4 h) 会导致粉末颗粒尺寸急剧减小.

2.1.2 烧结试样

图 3(a) 为 WC-6Co 抛光表面的微观形貌的 SEM 照片. 由图 3(b) 的 EDS 能谱可知, Cr 集中分布于试样表面的黑斑处, 即 Cr₃C₂ 相弥散分布在基体上. 代表 WC 相的白色区域和代表 Co 相的灰色区域交替充满了扫描图像, 证明基体相为 WC 相和 Co 相耦合而成. 图 3(c) 为 (0.2Al-WC)-6Co 抛光表面形貌的 SEM 照片. 相比于 WC-6Co, (0.2Al-WC)-6Co 表面出现了数量更多、尺寸更小、分布更弥散的黑点. 从图 3(d)、3(e) 和 3(f) 的 EDS 能谱可以看出, 黑点除了对应 Cr₃C₂ 相, 还对应 Al 与 O 的分布, 即对应 Al₂O₃ 相. 如图 3(h) 和图 3(i) 所示, Al 和 O 在 (0.33Al-WC)-6Co 表面上的对应关系同样存在. 随着 Al 加入量的增加, Al₂O₃ 相发生明显的团聚. 与 (0.2Al-WC)-6Co 和 WC-6Co 样品相比, (0.33Al-WC)-6Co [见图 3(g)] 的颗粒尺寸较小.

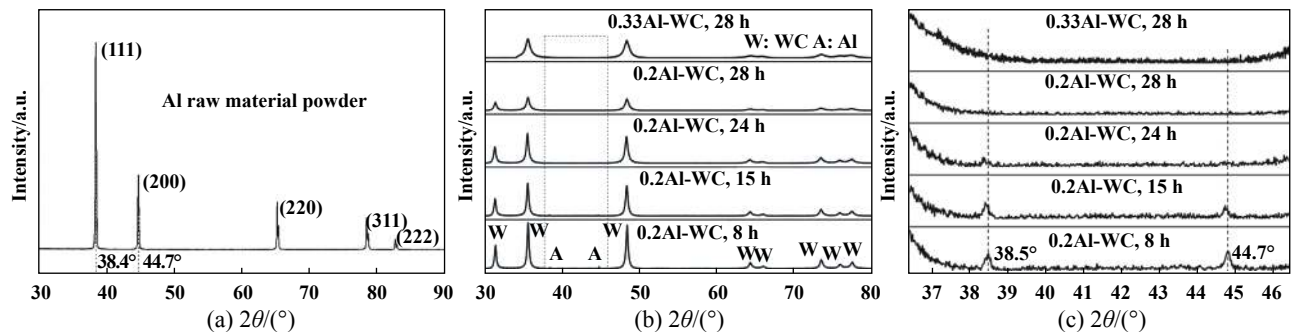


Fig. 1 XRD patterns of (a) Al powder, (b) the mixed Al-WC powders with different milling time from 8 to 28 h from 30° to 80° and (c) the enlarged local from 37.6° to 47.6°

图 1 (a) 纯 Al 粉的 XRD 图谱; (b) 球磨 8~28 h 的 Al-WC 混合粉的 30° 至 80° 之间的 XRD 图谱; (c) b 图中 37.6° 至 47.6° 之间的 XRD 放大图

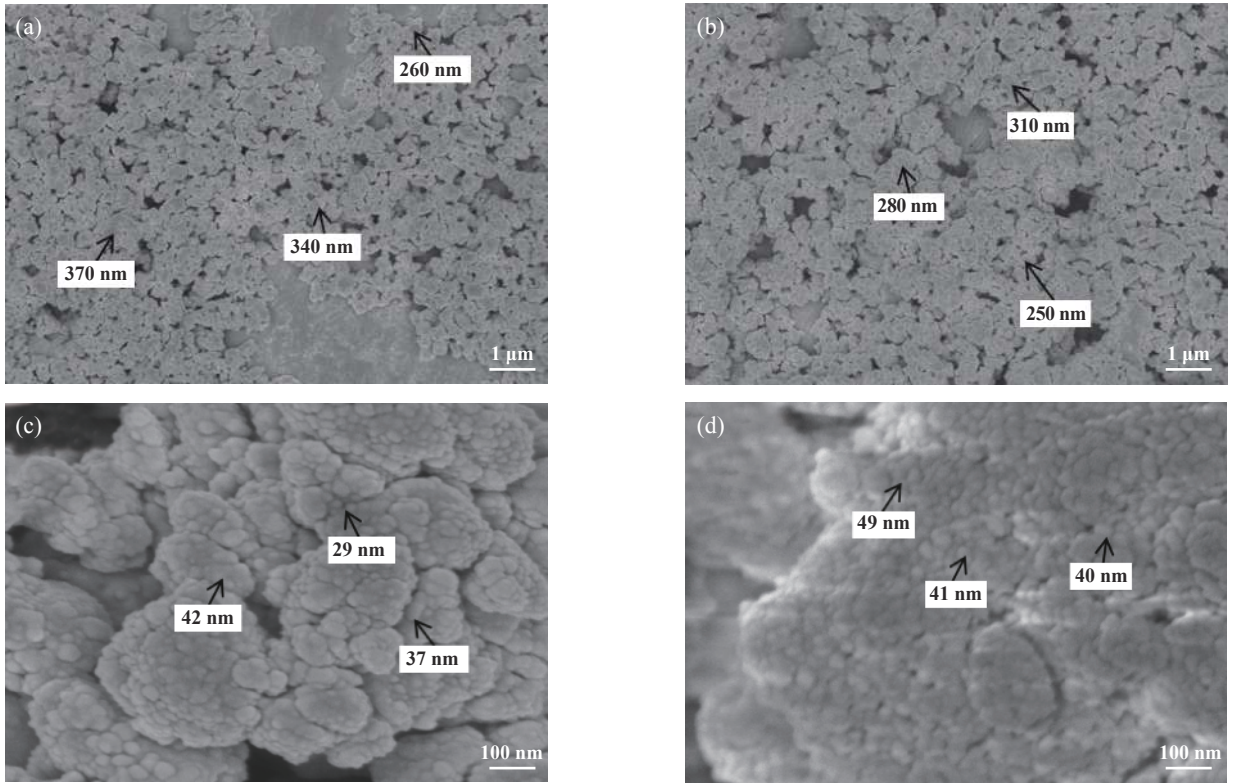


Fig. 2 Micro-morphologies of the powders: (a) WC; (b) WC-6Co (4 h milling); (c) (0.2Al-WC)-6Co (28+4 h milling); (d) (0.33Al-WC)-6Co (28+4 h milling)

图2 粉末的微观相貌图: (a)WC粉; (b)WC-6Co粉(经4 h球磨); (c)(0.2Al-WC)-6Co粉(经28+4 h球磨); (d)(0.33Al-WC)-6Co粉(经28+4 h球磨)

图4展示了烧结样品的XRD图谱,三者均以WC为主。表2为3种样品的密度、常温硬度(HV₁₀)及相应计算所得的断裂韧性(K_{IC})。由于Al元素的密度低,随着Al加入的增加,样品的密度降低。分布更弥散的Al₂O₃颗粒显著提高了材料的硬度,(0.2Al-WC)-6Co明显高于WC-6Co的硬度与断裂韧性。但随着Al含量的进一步添加,材料的断裂韧性显著降低,且(0.33Al-WC)-6Co的硬度低于(0.2Al-WC)-6Co。图5展示了氩气氛下3种烧结样品的高温维氏硬度。3种材料的硬度均随着温度的增大而降低,表现了明显的高温软化行为。随着Al含量的升高,材料的高温硬度提高,(0.33Al-WC)-6Co在600和700 °C下具有最高的硬度。这是因为Al在烧结过程中形成所Al₂O₃的弥散强化作用,能有效提高材料的高温抗软化性能。

2.2 摩擦学性能

图6(a)、图6(b)和图6(c)分别展示了WC-6Co、(0.2Al-WC)-6Co和(0.33Al-WC)-6Co在温度500 °C、600 °C和700 °C下的摩擦系数曲线。3种材料的摩擦系数随温度变化表现出不同的趋势。WC-6Co的摩擦系数随着温度的升高呈现先升后降;(0.2Al-WC)-6Co的

摩擦系数随着温度的升高而下降;(0.33Al-WC)-6Co的摩擦系数较稳定,随着温度的升高变化较小。相比于常温摩擦试验,高温摩擦试验中材料表面氧化物的种类是影响摩擦性能的关键因素之一。根据WC-Co硬质合金高温氧化试验^[10]可以确定WC-6Co在温度500 °C至700 °C范围内主要生成的表面氧化物为WO₃/CoWO₄。结合图6(a)的摩擦系数结果可知,该类氧化物对WC/Co基体的润滑作用并不理想。图6(d)为3种材料跑合后的平均摩擦系数,展示了3种材料平均摩擦系数随温度的变化趋势。向WC-Co中加入Al后,材料的摩擦系数随着温度呈现降低趋势或基本稳定不变,说明Al的加入在高温下对该硬质合金材料能起到有效的减摩作用。图6(e)对比展示了3种材料500 °C至700 °C范围内的磨损率。随着温度的升高,三者磨损率均呈上升趋势。Al的加入使Al-WC-Co在该温度范围内均具有比WC-Co低的磨损率。当温度达到700 °C时,材料中Al含量越高,磨损率越低。(0.33Al-WC)-6Co的磨损率在700 °C时比WC-6Co低21%左右。

2.3 磨损表面微观组织

图7(a)为WC-6Co在500 °C高温摩擦试验后的磨

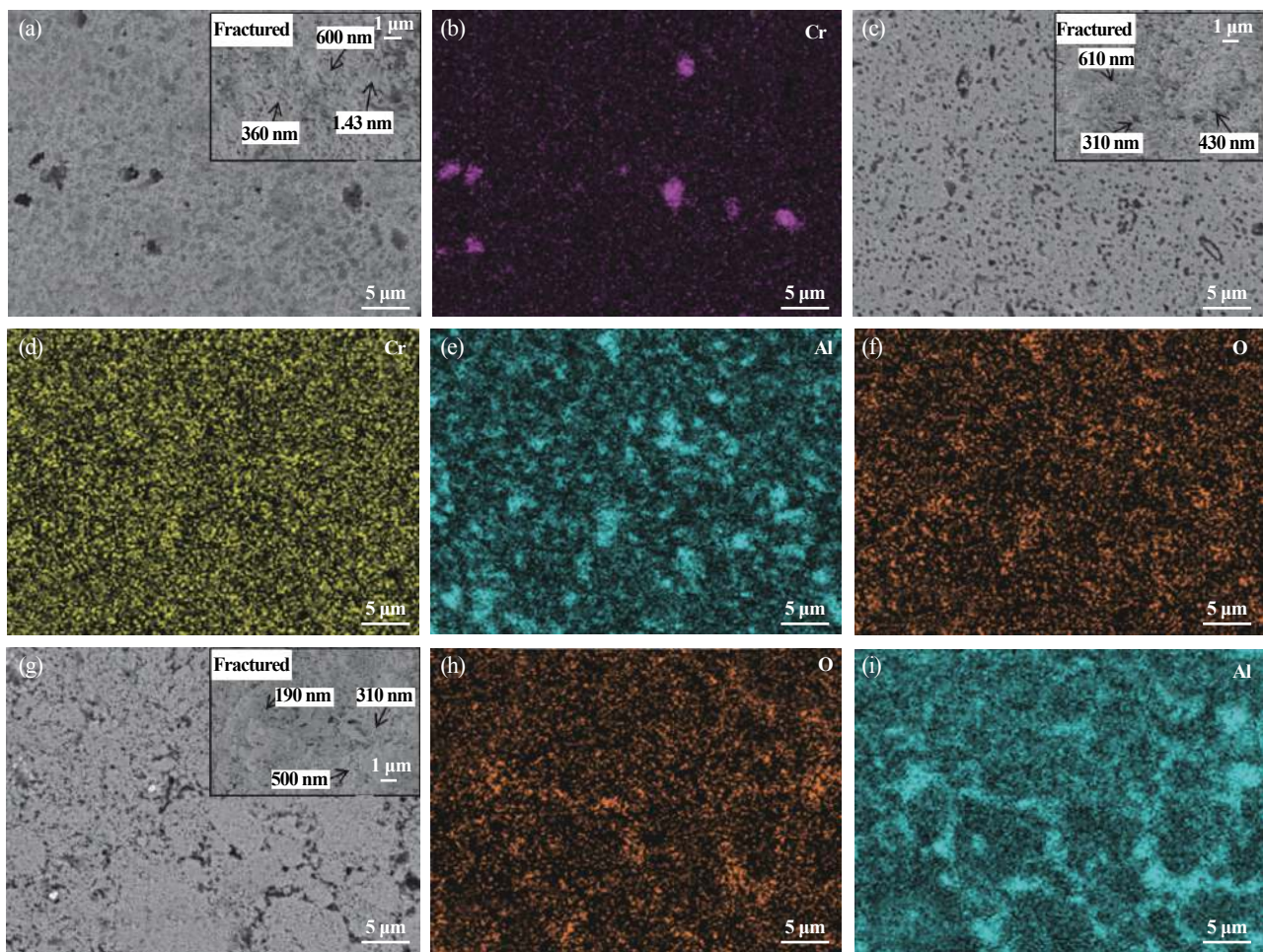


Fig. 3 SEM micrographs of the samples with a magnification of $\times 3000$: (a) WC-6Co; (c) (0.2Al-WC)-6Co; (g) (0.33Al-WC)-6Co with the corresponding element mapping

图 3 样品放大 3 000 倍形貌的 SEM 照片: (a) WC-6Co; (c) (0.2Al-WC)-6Co; (g) (0.33Al-WC)-6Co; 其余图像为相应的 EDS 元素分布图

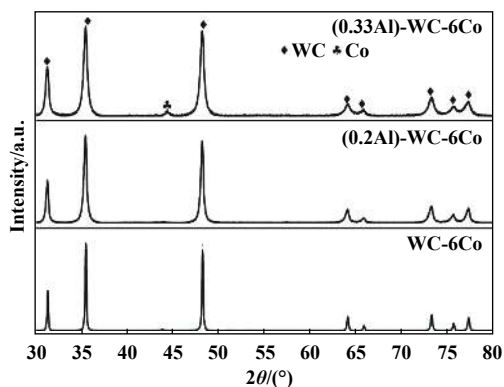


Fig. 4 XRD patterns of the three types of samples
图 4 3 种样品的 XRD 图谱

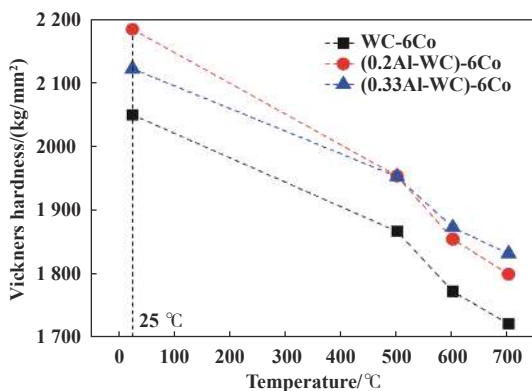


Fig. 5 Vickers hardness with temperature (25, 500, 600 and 700 °C) of the three sintered samples

图 5 3 种烧结样品随温度 (25、500、600、700 °C) 变化的维氏硬度图

损表面(左)与未磨损表面(右)形貌的 SEM 照片. 在磨损表面(左)形貌的 SEM 照片中可以发现 3 种形貌不同的区域. 区域 1 中的 Co、O 含量较高[图 7(b)], 可以确定该区域主要为钴的氧化物; 区域 2[图 7(c)]中的 W、O 的

含量较高, 可以确定该区域含有较多量的钨类氧化物; 区域 3[图 7(d)]相比于区域 2 该区域含有少量的 O, 基本保持了 WC/Co 的组成, 为较少被氧化的基体部

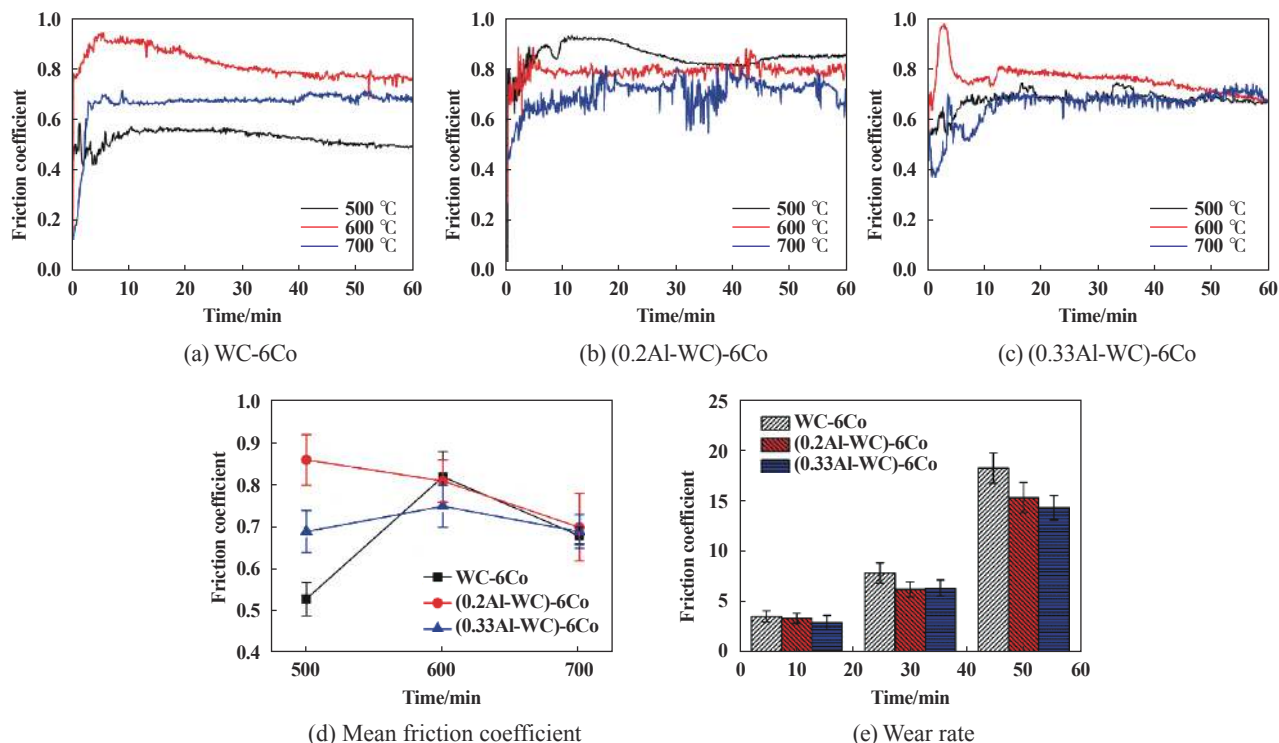


Fig. 6 Friction coefficient curves of the samples

图6 样品摩擦系数曲线图

分. 区域2为磨损最严重区域, 证明形成的钨类氧化物容易发生磨损. 图7(e)和图7(f)展示了WC-6Co在600和700 °C高温摩擦试验后的磨损表面(左)与未磨损表面(右)形貌的SEM照片. 随着温度的提高, 未磨损表面的氧化层更致密, 证明氧化加剧, 磨损表面的剥落和破碎行为更严重, 形成的氧化层磨损加剧, 导致了磨损率的显著提高.

图8(a)为(0.2Al-WC)-6Co在500 °C高温摩擦试验后的磨损表面(左)与未磨损表面(右)形貌的SEM照片. 类似于WC-6Co, (0.2Al-WC)-6Co在500 °C的磨损表面存在3个不同的区域, 区域4为严重磨损区, 相比区域5氧化严重. 但区域4中除了钨类氧化物, 还存在铝类氧化物. 图8(d)和图8(e)分别展示了(0.2Al-WC)-6Co在600和700 °C高温摩擦试验后的磨损表面(左)与未磨损表面(右)形貌的SEM照片. 相比WC-6Co, (0.2Al-WC)-6Co的未磨损表面的氧化膜完整性下降, 证明Al的加入抑制了氧化层的形成, 即提高了氧化层的形成温度; (0.2Al-WC)-6Co的磨损表面的剥落和破碎行为减弱, 因此磨损率降低, 证明Al的加入不仅对该硬质合金表面氧化物起到了减摩作用, 还提高了材料表面的抗磨性能.

图9(a)为(0.33Al-WC)-6Co在500 °C高温摩擦试验后磨损表面形貌的SEM照片, 同样存在3个不同的区

域, 证明3种材料在500 °C的磨损机制类似, 主要的磨损均发生于基体氧化层, 随着Al含量的提高, 磨损表面的犁沟轻微. 图9(d)和图9(e)分别展示了(0.3Al-WC)-6Co在600和700 °C高温摩擦试验后的磨损表面(左)与未磨损表面(右)形貌的SEM照片. 相比(0.2Al-WC)-6Co, (0.3Al-WC)-6Co的未磨损表面的氧化膜完整性进一步下降, 磨损表面的剥落和破碎行为进一步减弱. 这主要是因为Al的加入提高了氧化层的抗磨性, 同时也提高了材料的高温抗软化性能.

2.4 拉曼对磨损表面的氧化分析

图10(a)为3种硬质合金在500 °C时磨损表面的拉曼图谱. 在WC-6Co的图谱上可以明显发现位于波数471、515和677 cm^{-1} 的3个拉曼峰. 其中, 波数为471和515 cm^{-1} 的峰由氧化物 Co_3O_4 ^[23]产生, 而最强的677 cm^{-1} 可归因于 CoWO_4 ^[24]的生成. 相较而言, Al-WC-Co磨损表面上对应的钨钴类氧化物峰则要弱得多, 此外可以发现波数为639 cm^{-1} 的 Al_2O_3 峰^[25]. 从以上结果可以看出, WC-6Co于500 °C优先被氧化Co元素, 而Al-WC-Co硬质合金表面则由于Al的加入导致Co的氧化被削弱. 图10(b)为3种样品600 °C时磨损表面的拉曼图谱. 随着试验温度的升高, 磨损表面出现了增强的 WO_3 、 CoWO_4 拉曼峰. 新出现的802与880 cm^{-1} 分别为 WO_3 ^[26]峰和 CoWO_4 ^[24]峰. 同样的, Al-WC-Co磨损表面的拉曼

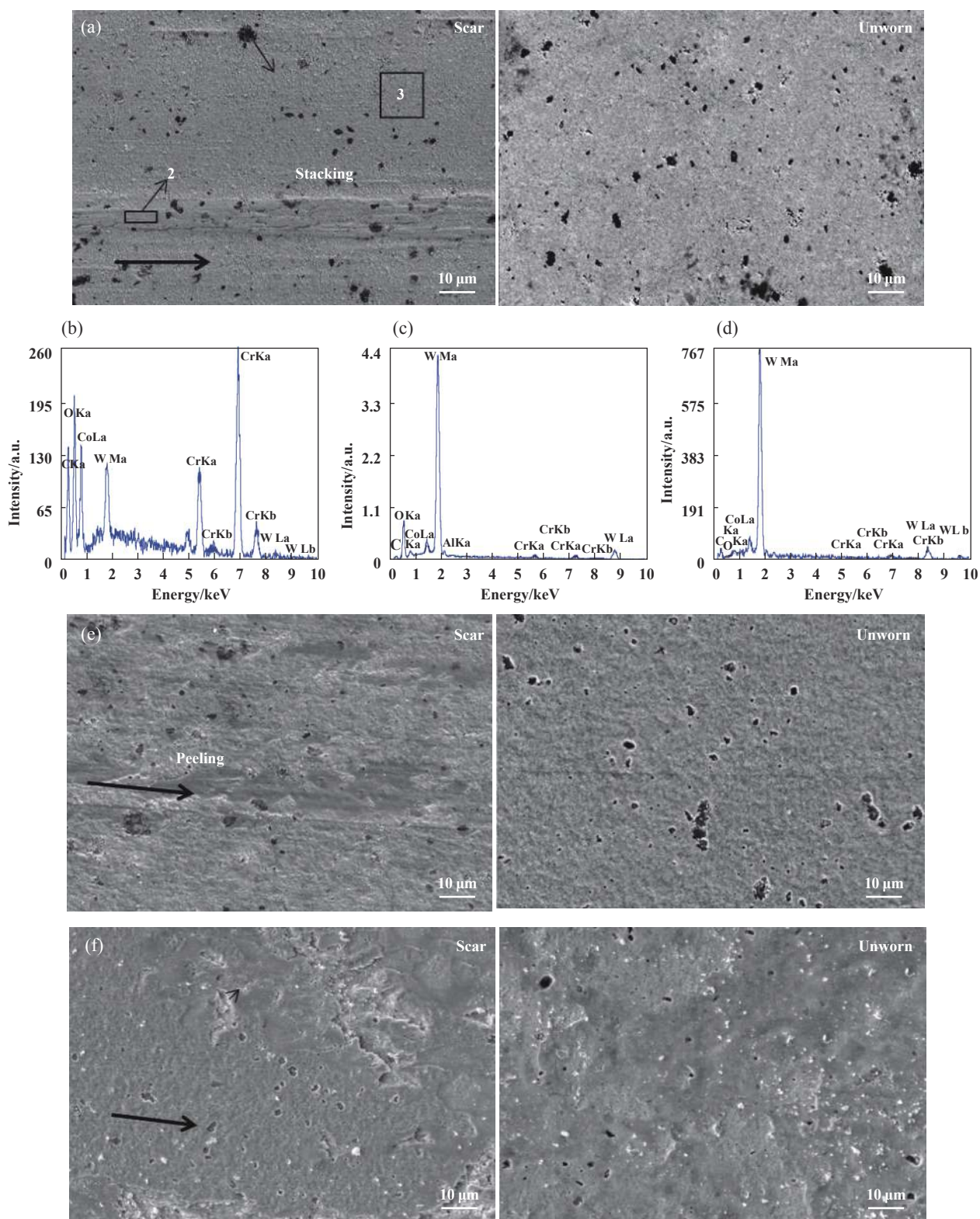


Fig. 7 Worn and unworn morphologies of WC-6Co at different temperatures: (a) 500 °C, (e) 600 °C, (f) 700 °C. (b), (c) and (d) are the corresponding EDS spectra for region 1, 2 and 3 on the SEM micrograph at 500 °C

图 7 WC-6Co在不同温度下的磨损和未磨损表面的微观形貌: (a)500 °C, (e)600 °C, (f)700 °C. (b)、(c)、(d)是500 °C的SEM照片中区域1、2、3的EDS图谱

图谱中可以发现此类氧化物的峰, 但强度亦大大被削弱, 而 Al_2O_3 峰依然可被发现. 图10(c)为3种样品700 °C

时磨损表面的拉曼图谱. WC-6Co磨损表面的拉曼图谱上可以发现新出现的波数位于 987 cm^{-1} 处的 WO_{3-x}

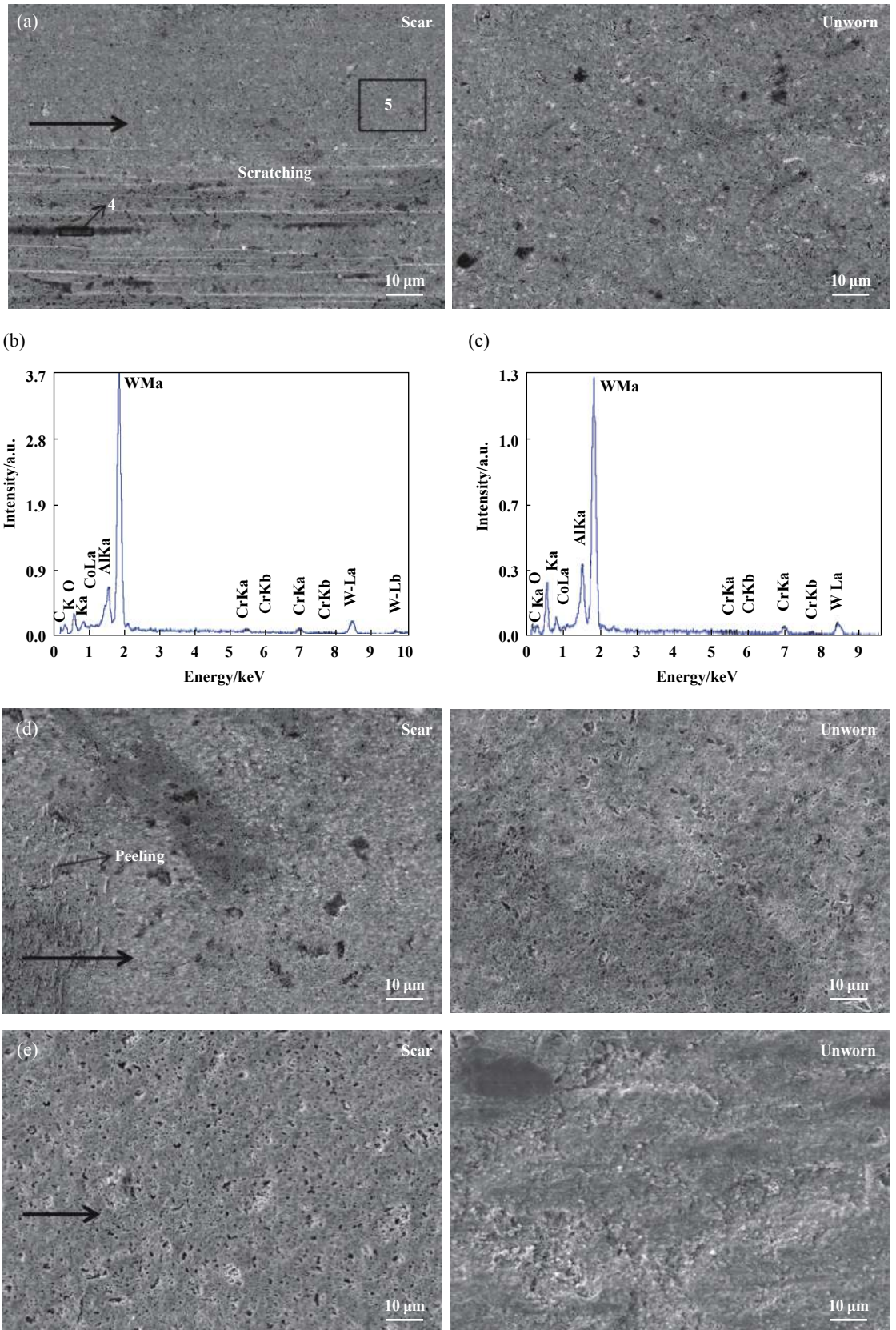


Fig. 8 Worn and unworn morphologies of (0.2Al-WC)-6Co at different temperatures: (a) 500 °C, (d) 600 °C, (e) 700 °C. (b) and (c) are the corresponding EDS spectra for region 4 and 5 on the SEM image at 500 °C

图8 (0.2Al-WC)-6Co在不同温度下的磨损和未磨损表面的微观形貌: (a)500 °C, (d)600 °C, (e)700 °C. (b)、(c)是500 °C的SEM照片中区域4、5的EDS图谱

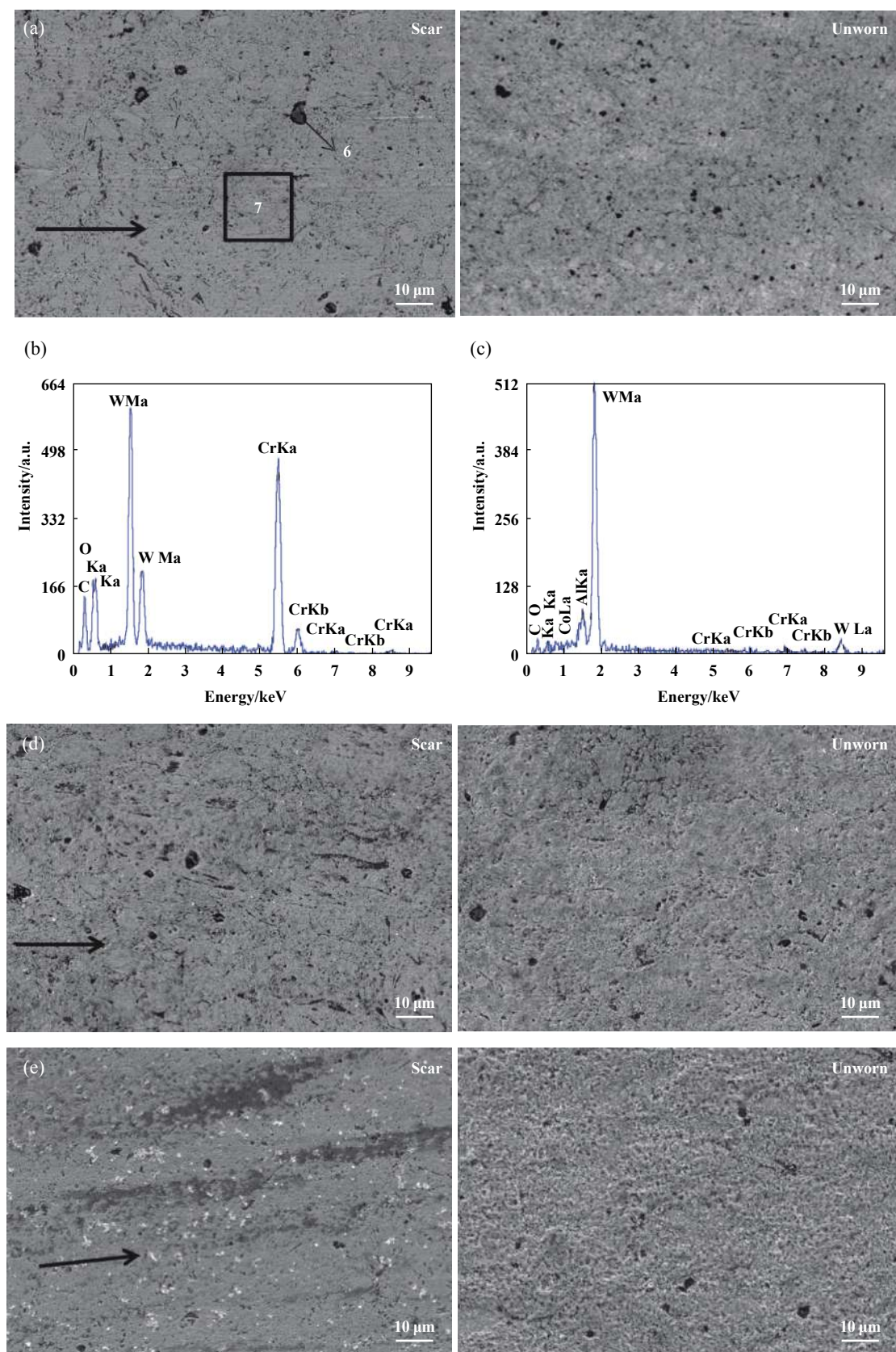


Fig. 9 Worn and unworn morphologies of (0.33Al-WC)-6Co at different temperatures: (a) 500 °C, (d) 600 °C, (e) 700 °C. (b) and (c) are the corresponding EDS spectra for region 6 and 7 on the SEM micrograph at 500 °C

图 9 (0.2Al-WC)-6Co在不同温度下的磨损和未磨损表面的微观形貌:(a)500 °C, (d)600 °C, (e)700 °C. (b)、(c)是500 °C的SEM照片中区域4、5的EDS图谱

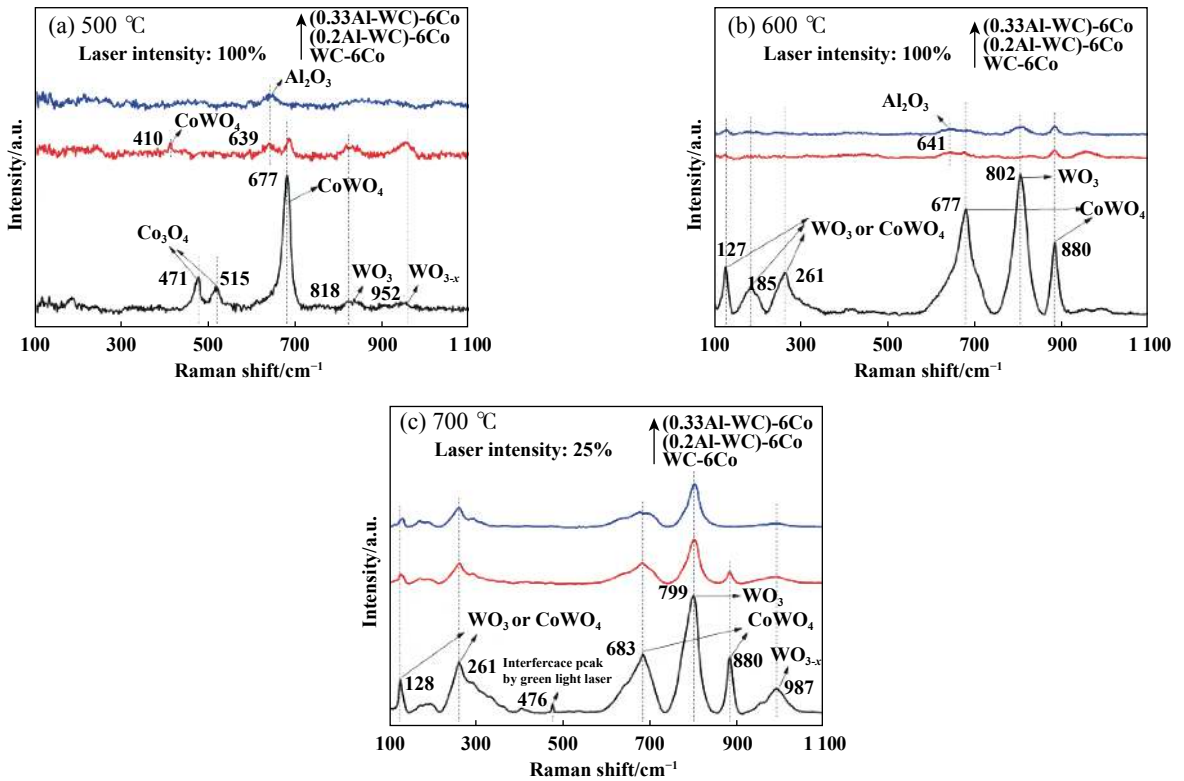


Fig. 10 Raman contrast spectra for the worn surfaces of the three types of samples at different temperatures

图 10 3种样品不同温度下磨损表面的拉曼对比图

峰^[26]。图10(c)显示Al-WC-Co磨损表面上明显出现了钨钴类氧化物,但谱中的峰强度亦被大大减弱。而且,Al加入量越多,700 °C下产生的987 cm⁻¹处的WO_{3-x}峰越弱。从3种样品从500 °C到700 °C磨损表面的拉曼图像可以看出,Al的加入能够削弱W、Co元素的氧化进程,而且随着Al加入量的增多,该氧化削弱作用也有所提高。

本文中,为了提高WC-Co硬质合金的高温抗氧化性,根据元素选择性氧化原理,向WC-Co中加入Al,让Al替代Co在WC-Co硬质合金中被优先氧化。通过对磨损表面的微观SEM观察可以知道,WC-Co磨损表面在试验温度范围内存在明显的表面氧化膜生成过程,但Al-WC-Co磨损表面的氧化膜形成程度降低。磨损表面的拉曼结果同样表明,在试验温度范围内,Al的加入减弱了体系中钨、钴的氧化程度,显然相比于只有Co添加剂的WC-Co硬质合金,Al-WC-Co的抗氧化性有了提高。氧化膜上出现的孔洞与破碎形貌,证明WC-Co表面发生了明显的氧化磨损,造成了硬质合金的磨耗。Al的加入抑制了W、Co的氧化,改变了氧化层的结构和抗磨性能。500 °C时,WC-Co磨损表面上并没有出现大规模的氧化层,3种材料的磨损率接近;当温度达到600 °C时,氧化膜规模扩大,3种材料的氧化

层结构和磨损率出现差异,即Al含量越高,磨损率越低;当温度到达700 °C时,氧化膜占满了扫描视野,而此时(0.33Al-WC)-6Co与WC-6Co磨损率的差距进一步增大,达到约21%。因此,加入的Al提高了氧化层的形成温度,减弱了此类硬质合金表面氧化层的形成速度,并改善了材料表面的抗磨性能;同时烧结过程形成的Al₂O₃提高了材料的抗高温软化性能。因此随着Al元素含量的增多,此类硬质合金的高温抗磨性能提高。

3 结论

a.对Al/WC混合粉进行持续28 h的球磨后,预制粉中Al元素的XRD衍射峰消失。制备的Al-WC-Co硬质合金,基体由WC和Co耦合而成,Al在烧结过程中氧化,基体上弥散分布细小的Cr₃C₂和Al₂O₃增强相。

b.(0.2Al-WC)-6Co的硬度与断裂韧性明显高于WC-6Co,(0.33Al-WC)-6Co的断裂韧性较低,且室温硬度低于(0.2Al-WC)-6Co。随着Al含量的升高,该硬质合金材料的高温抗软化性能显著提高。

c.随着温度的提高,材料的磨损率增大;随着Al元素含量的提高,硬质合金表面的抗氧化性能提高,剥落和破碎磨损行为减弱,硬质合金材料的高温耐磨性提高。

参考文献

- [1] Li Anhai, Zhao Jun, Luo hanbing, et al. Study on wear mechanism of coated cemented carbide cutting tools in high-speed milling of Ti alloy[J]. *Tribology*, 2012, 32: 40–46 (in Chinese) [李安海, 赵军, 罗汉兵, 等. 高速干铣削钛合金时涂层硬质合金刀具磨损机理研究[J]. *摩擦学学报*, 2012, 32: 40–46].
- [2] Gajrani K K, Suresh S, Sankar M R. Environmental friendly hard machining performance of uncoated and MoS₂ coated mechanical micro-textured tungsten carbide cutting tools[J]. *Tribology International*, 2018, 125: 141–155. doi: [10.1016/j.triboint.2018.04.031](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.04.031).
- [3] Kuai Jicai, Zhang Feihu. Study on tribological and cutting properties of nano cemented carbides[J]. *Tribology*, 2011, 31: 18–23 (in Chinese) [郟吉才, 张飞虎. 纳米硬质合金摩擦磨损与切削性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2011, 31: 18–23]. doi: [10.16078/j.tribology.2011.01.002](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2011.01.002).
- [4] Tkalic D, Yastrebov V A, Cailletaud G, et al. Multiscale modeling of cemented tungsten carbide in hard rock drilling[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2017, 128: 282–295. doi: [10.1016/j.ijsolstr.2017.08.034](https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2017.08.034).
- [5] Xu Yang, Liu Chong, Zhang Bo, et al. Microstructure and property of surface modified layer of YG8 cemented carbide by strong pulse electron beam[J]. *Tribology*, 2017, 11: 56–60 (in Chinese) [徐洋, 刘聪, 张波, 等. YG8硬质合金强流脉冲电子束表面改性层的组织和性能[J]. *金属热处理*, 2017, 11: 56–60].
- [6] Mi P B, Zhao H J, Wang T, et al. Sliding wear behavior of HVOF sprayed WC-(nano-WC-Co) coating at elevating temperatures[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, 206: 1–6. doi: [10.1016/j.matchemphys.2017.09.066](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.09.066).
- [7] Li Guangxu, Liu Qiang, Li Liuhe. Wear mechanism of nano TiAlN coated cemented carbide cutting tool in high-speed milling of AerMet100 steel[J]. *Tribology*, 2010, 30: 150–156 (in Chinese) [李广旭, 刘强, 李刘合. 纳米TiAlN涂层硬质合金刀具高速铣削AerMet100钢的磨损机理[J]. *摩擦学学报*, 2010, 30: 150–156]. doi: [10.16078/j.tribology.2010.02.003](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2010.02.003).
- [8] Geng Zhe, Hou Sihan, Shi Gaoian, et al. Tribological behavior at various temperatures WC-Co coatings prepared using different thermal spraying techniques[J]. *Tribology International*, 2016, 104: 36–44. doi: [10.1016/j.triboint.2016.08.025](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.08.025).
- [9] Qiao Zhuhui, Cheng Jun, Li Fei, et al. Comparison on sliding tribological behavior of Ti-46Al-2Cr-2Nb and Ti6Al4V alloys[J]. *Tribology*, 2013, 33(3): 275–281 (in Chinese) [乔竹辉, 程军, 李斐, 等. Ti-46Al-2Cr-2Nb和Ti6Al4V合金的干摩擦学性能对比研究[J]. *摩擦学学报*, 2013, 33(3): 275–281]. doi: [10.16078/j.tribology.2013.03.009](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2013.03.009).
- [10] Voitovich V B, Sverdel V V, Voitovich R F, et al. Oxidation of WC-Co, WC-Ni and WC-Co-Ni hard metals in the temperature range 500–800 °C[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1996, 14(4): 289–295. doi: [10.1016/0263-4368\(96\)00009-1](https://doi.org/10.1016/0263-4368(96)00009-1).
- [11] Basu S N, Sarin V K. Oxidation behavior of WC-Co[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1996, 209(1-2): 206–212. doi: [10.1016/0921-5093\(95\)10145-4](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)10145-4).
- [12] Chen L Y, Yi D Q, Wang B, et al. The selective oxidation behavior of WC-Co cemented carbides during the early oxidation stage[J]. *Corrosion Science*, 2015, 94: 1–5. doi: [10.1016/j.corsci.2015.02.033](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.02.033).
- [13] Yan J M, Ma X F, Zhao W, et al. Synthesis, crystal structure, and density of (W_{1-x}Al_x)C[J]. *Journal of Solid State Chemistry*, 2004, 177(7): 2265–2270. doi: [10.1016/j.jssc.2004.03.009](https://doi.org/10.1016/j.jssc.2004.03.009).
- [14] Qiao Z H, Ma X F, Zhao W, et al. Nanostructured novel cemented hard alloy obtained by mechanical alloying and Characterization of hot-pressing sintering and its applications[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 462(1-2): 416–420. doi: [10.1016/j.jallcom.2007.08.062](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.08.062).
- [15] Qiao Z H, Wang H J, Ma X F, et al. Nanostructured bulk novel hard material with “rounded” grains obtained by nanocrystalline “rounded” (W_{0.5}Al_{0.5})C powders[J]. *Materials Science Engineering A*, 2008, 496(1-2): 507–511. doi: [10.1016/j.msea.2008.07.013](https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.07.013).
- [16] Liu J W, Ma X F, Tang H G, et al. Reactive sintering study of a novel cemented hard alloy (W_{0.5}Al_{0.5})C_{0.5}-Ni[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(1): 33–37. doi: [10.1016/j.jallcom.2010.08.118](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.08.118).
- [17] Qiao Z H, Cheng J, Kong L Q, et al. Investigation of (WAl)C-Co ceramic composites with the additions of fluoride solid lubricants: Preparation, mechanical properties and tribological behaviors[J]. *Inter Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013, 41: 322–328. doi: [10.1016/j.ijrmhm.2013.05.004](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.05.004).
- [18] Geng Zhe, Duan Deli, Liu Yang, et al. Influence of high temperature oxidation of high velocity oxy-fuel spraying WC-Co layer on tribological properties[J]. *Tribology*, 2013, 4: 329–336 (in Chinese) [耿哲, 段德莉, 刘阳, 等. 超音速火焰喷涂WC-Co层的高温氧化对摩擦磨损性能的影响[J]. *摩擦学学报*, 2013, 4: 329–336]. doi: [10.16078/j.tribology.2013.04.003](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2013.04.003).
- [19] Zhou Jing, Shen Chengjin, Zhang Hong. Study on fretting wear mechanism of HVOF spraying WC-CoCr composite coating[J]. *Tribology*, 2013, 33(4): 413–419 (in Chinese) [周靖, 沈承金, 张宏. 超音速火焰喷涂WC-CoCr复合涂层微动磨损性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2013, 33(4): 413–419]. doi: [10.16078/j.tribology.2013.04.007](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2013.04.007).
- [20] Ozbek N A, Cicek A, Gulesin M, et al. Effect of cutting conditions on wear performance of cryogenically treated tungsten carbide inserts in dry turning of stainless steel[J]. *Tribology International*, 2016, 94: 223–233. doi: [10.1016/j.triboint.2015.08.024](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2015.08.024).
- [21] Nemetz A W, Daves W, Klunsner T, et al. FE temperature- and residual stress prediction in milling inserts and correlation with experimentally observed damage mechanisms[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 256: 98–108. doi: [10.1016/j.jmatprotec.2018.01.039](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.01.039).
- [22] Shetty D K, Wright I G, Mincer P H, et al. Indentation fracture of WC-Co cermets[J]. *Journal of Materials Science*, 1985, 20(5): 1873–1882. doi: [10.1007/BF00555296](https://doi.org/10.1007/BF00555296).
- [23] Damian K, Chlebda Roman J, Jedrzejczyk, et al. Jodlowski, joanna

lojewska, surface structure of cobalt, palladium, and mixed oxide-based catalysts and their activity in methane[J]. Journal of Raman Spectroscopy, 2017, 48(12): 1871–1880. doi: 10.1002/jrs.5261.

[24] Thongtem S, Wannapop S, Thongtem T. Characterization of CoWO₄ nano-particles produced using the spray pyrolysis[J]. Ceramic International, 2009, 35(5): 2087–2091. doi: 10.1016/j.ceramint.2008.11.014.

[25] Liu Y L, Wang Z X, Sun Q C, et al. Tribological behavior and wear mechanism of pure WC at wide range temperature from 25 to 800 °C

in vacuum and air environment[J]. Inter Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 71: 160–166. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.11.024.

[26] Lv Gang, Wu Yonggang, Wu Heyun, et al. Study of raman spectra of tungsten oxide and Titanium oxide composite symbiotic film[J]. Spectroscopy and Spectral Analysis, 2012, 11: 3028–3030 (in Chinese) [吕刚, 吴永刚, 伍和云, 等. 氧化钨二氧化钛复合共生薄膜的拉曼光谱结构研究[J]. 光谱学与光谱分析, 2012, 11: 3028–3030]. doi: 10.3964/j.issn.1000-0593(2012)11-3028-03.

2019年全国大学生摩擦学创新设计大赛 ——“钻木取火”

王 帅, 逢显娟, 张永振

(河南科技大学 高端轴承摩擦学技术与应用国家地方联合工程实验室, 河南 洛阳 471000)

为加大摩擦学后备人才的培养力度, 促进国内摩擦学人才培养单位之间的交流, 鼓励更多的青年才俊能够参与和投入到摩擦学相关研究领域, 经中国机械工程学会摩擦学分会理事会和中国轴承工业协会学术委员会商议, 决定于2019年9月19~21日在河南科技大学举办2019年全国大学生摩擦学创新设计大赛, 大赛主题为“钻木取火”。

大赛主办单位为中国机械工程学会摩擦学分会、中国轴承工业协会、河南科技大学、河南大学; 大赛承办单位为河南科技大学高端轴承摩擦学技术与应用国家地方联合工程实验室、清华大学天津高端装备研究院洛阳先进制造产业研发基地、河南科技大学机电工程学院、河南科技大学材料科学与工程学院、河南河大纳米材料工程研究中心有限公司。

大赛自2019年4月份发布第一轮通知以来, 共有80余所高校和院所报名支持本次大赛, 其中大赛报名阶段共收到全国报名队伍共102支, 报名学生和指导老师共计323人。大赛初赛时间为2019年6月1日~9月1日, 初赛阶段共收到有效初赛设计报告84份, 大赛组委会通过专家函评方式择优选取40支队伍进行决赛。决赛时间为2019年9月19~21日, 决赛实际报到队伍共38支, 大赛通过随机抽签方式对参赛队伍进行分组比赛。经过激烈的角逐和比赛, 大赛共评出一等奖4名(奖金3 000元)、二等奖8名(奖金2 000元)、三等奖12名(奖金1 000元)、优秀奖14名、单位优秀组织奖4名。

获奖名单如下:

单位优秀组织奖: 中国矿业大学(北京)、青岛理工大学、武汉理工大学、南昌大学;

一等奖: 湘潭大学-星火, 河南大学-纳米之光, 南昌大学-星火组, 湖南科技大学-渴望之焰战队。

二等奖: 南昌大学-人猿生火救星, 哈尔滨工程大学-动力队, 武汉理工大学-三个火枪手, 华侨大学-青春似火队, 太原科技大学-志存高远, 青岛理工大学-木易小队, 兰州城市学院-火光冲天队, 西安理工大学-西安理工大学参赛队。

三等奖: 武汉理工大学-燧越队, 中国矿业大学-矿火燎原, 南京林业大学-燧火具扬, 淮北师范大学-回归常识, 江南大学-江南小鼯, 中国石油大学(华东)-石大取火队, 太原理工大学-燎原队, 福州大学-火源的诞生, 中国地质大学(北京)-Dream team, 三峡大学-求索之光, 北京理工大学-BIT原始人, 西安建筑科技大学-冶火队。

优秀奖: 北京交通大学-可再生火柴, 中国矿业大学(北京)-燎原星火, 青岛理工大学-燧明, 江苏大学-手摇式转轴驱动沟槽织构化表面增摩助燃钻木取火, 西南科技大学-Fire Thief, 河北工程大学摩擦之火-ZDQ战队, 清华大学-燧风队, 郑州轻工业大学-薪火相传, 西安工业大学-高性能机械系统摩擦振动监测及增效设计团队, 西南交通大学-轮轨摩擦小队, 西安科技大学-火焱队, 河海大学-火人队, 淮阴工学院-炎炎焱焱队, 宝鸡文理学院-砥砺前行。

DOI: 10.16078/j.tribology.2019035

基底纹理对镍/铜纳米双层膜刮擦行为影响的分子动力学模拟

马俊¹, 王冰¹, 范海冬², 蒋晗^{1*}

(1. 西南交通大学 力学与工程学院 应用力学与结构安全四川省重点实验室, 四川 成都 610031;

2. 四川大学 力学系, 四川 成都 610065)

摘要: 采用分子动力学模拟研究纳米尺度下的镍/铜双层膜的表面刮擦响应. 考虑基底铜膜材料的不同表面纹理, 建立分子动力学模拟模型, 分析了纳米双层膜不同基底纹理下的刮擦响应, 并且对比了两种典型基底纹理下不同刮头半径、不同刮擦深度对纳米双层膜刮擦响应的影响. 研究发现: 不同的基底纹理下, 位错缺陷程度的不同会导致刮头前方的切屑体积不同, 存在切屑体积最大的基底纹理; 针对两种典型基底纹理, 在刮擦深度或刮头半径一定时, 刮擦力随刮头半径或刮擦深度的增加而增大; 当刮擦深度或刮头半径超过临界值时, 表面具有特定齿槽纹理的基底具有一定的减摩作用.

关键词: 纳米薄膜; 基底纹理; 纳米刮擦; 分子动力学模拟; 镍/铜双层膜

中图分类号: TH117.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0577-08

Molecular Dynamics Simulation of Substrate Texture's Effect on Nano-Scratch of Nickel/Copper Bilayer Film

MA Jun¹, WANG Bing¹, FAN Haidong², JIANG Han^{1*}

(1. Applied Mechanics and Structure Safety Key Laboratory of Sichuan Province, School of Mechanics and Engineering, Southwest Jiaotong University, Sichuan Chengdu 610031, China

2. Department of Mechanics, Sichuan University, Sichuan Chengdu 610065, China)

Abstract: The nano-scratch response of the nickel/copper bilayer film was studied with molecular dynamics simulation. The scratch response of the nano-nickel/copper bilayer film under different substrate textures was analyzed. The effects of tip radius and scratch depth on the scratch response of the nano-nickel/copper bilayer film were also investigated. The results showed that the extent of dislocation, due to different substrate textures, resulted in different chip sizes in front of the scratch tip. The smooth substrate surface brought to the largest chip volume. For two typical substrate textures, the scratch forces increased with the increase of the tip radius or the scratch depth when another kept constant. Moreover, when the tip radius or the scratch depth reached certain level, the substrate surface with groove texture showed certain anti-friction effect.

Key words: nano-film; substrate texture; nano scratch; molecular dynamics simulation; nickel/copper bilayer film

随着科技发展, 纳米铜膜在微电子机械系统、航空航天和医疗等诸多领域得到了广泛的关注和应用^[1-2]. 在纳米材料的加工、装配和使用中, 刮擦问题难以避

免, 致使材料表面产生刮痕或者磨损劣化材料的服役性能, 从而降低设备的使用寿命和可靠性. 研究纳米金属膜的刮擦和磨削加工非常必要.

Received 7 March 2019, revised 24 April 2019, accepted 12 May 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: jianghan@home.swjtu.edu.cn, Tel: +86-28-66366410.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (11872322) and the computing resource was provided by the Supercomputer Center in Zhengzhou University.

国家自然科学基金项目(11872322)和郑州大学超级计算中心提供计算资源资助.

分子动力学(Molecular Dynamics, MD)模拟方法不仅能进行原子尺度现象的定量分析,还能观察材料内部动态变化细节,广泛应用于纳米加工、刮擦和磨损的研究^[3-7, 11-12].如Zhu等^[3]通过MD方法模拟研究刮擦中犁沟和黏附作用对摩擦系数的影响.Zhang等^[4]研究了单晶铜在不同刮擦速度下的抗刮擦能力、位错移动和材料的变形.金属镍作为金属膜材料的保护层,在提高其耐刮擦性的同时也增加了耐久性,镍/铜纳米双层膜已经得到广泛的关注和应用^[8-12].如Fang等^[12]对镍/铜纳米双层膜进行了高速磨削加工的MD模拟研究.这些研究工作表明,采用分子动力学模拟方法能得到较为合理可靠的讨论.

材料表面始终会存在一定的粗糙度或纹理,无法达到绝对光滑.材料的纳米尺度表面纹理会影响纳米金属膜的力学响应^[13-17].南江红等^[14]使用MD模拟研究了单晶铜表面纹理方向和密度对摩擦的影响.Li等^[15]通过MD模拟研究了纳米铜膜的不同表面纹理对高速磨削行为的影响.这些研究工作表明,材料的纳米表面纹理对其纳米尺度的刮擦行为、磨削加工的影响不能忽略,精细的纳米膜材料更应该考虑材料表面的纳米纹理对性能的影响.目前未见讨论基底材料表面粗糙度或纹理对刮擦行为影响的研究报道.

本文作者针对镍/铜纳米双层膜的纳米刮擦问题,考虑基底铜膜材料的表面纹理可能的影响,利用MD模拟的方法,讨论不同的基底纹理工况下,刮头半径、刮擦深度对双层膜的刮擦响应变形的影响.为预测基底材料纹理对纳米双层金属膜材料的刮擦性能的影响,提高精密加工质量提供理论基础和指导.

1 分子动力学方法与模型

镍/铜纳米双层膜刮擦的分子动力学模拟模型如图1所示.双层金属膜试样尺寸为 $28\text{ nm} \times 15\text{ nm} \times 11\text{ nm}$,刮头为球柱体的金刚石.三个坐标轴 x 、 y 和 z 方向分别对应单晶镍和单晶铜的 $[1\ 0\ 0]$ 、 $[0\ 1\ 0]$ 和 $[0\ 0\ 1]$ 晶向, y 方向为周期性边界条件.参考纳米尺度相关粗糙表面的研究工作^[14-15, 18-19],基底铜膜表面纹理选择矩形.参数 a 、 b 和 h 表示表面纹理的几何特征,其中 b 和 h 选为定值 2 nm , a 分别取为 1 、 2 和 4 nm ,不同的高宽比 h/a (0 、

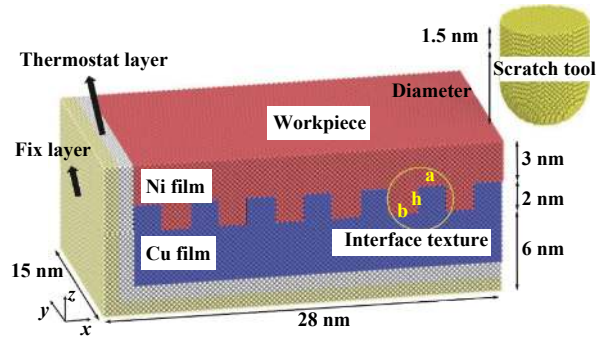


Fig. 1 The nickel/copper bilayer film molecular dynamics model

图1 镍/铜纳米双层膜分子动力学模型

0.5 、 1 和 2 ,对应T1、T2、T3和T4)表示不同的基底纹理特性,如图2所示.

如图1,试样被分成3个不同层,分别为牛顿层,热力层和固定层,其中热力层和固定层的厚度分别为 1 nm .模拟的时间步长设为 1 fs ,试样的初始温度为 300 K ,热力层的温度控制在 300 K .刮擦模拟前,先对整个试样进行弛豫,使原子达到平衡状态,同时刮头与试样保持一定距离,避免弛豫过程中刮头与试样产生相互作用.完成弛豫之后,在微正则(Microcanonical, NVE)系综下开始刮擦.为结合实际加工过程,本文中对刮头进行位移加载控制.所有模拟工况下,刮头均沿 x 负方向进行切向刮擦,刮头运动速度为 100 m/s .刮擦法向力为刮头所受垂直于刮擦运动的力(平行于 z 方向),刮擦切向力为刮头所受平行于刮头运动方向的力(平行于 x 方向).

镍/铜纳米双层膜纳米刮擦的分子动力学模拟使用嵌入原子作用势(Embedded Atom Method, EAM)描述Cu-Cu原子、Ni-Cu原子和Ni-Ni原子之间的相互作用,其基本表达式为

$$E = \frac{1}{2} \sum_{i,j} \varphi_{ij}(r_{ij}) + \sum_i E_i(\rho_i) \quad (1)$$

$$\rho_i = \sum_{j \neq i} \rho_j(r_{ij}) \quad (2)$$

式中: E 为相互作用能量, φ_{ij} 为 i 原子和 j 原子之间的对势; r_{ij} 为 i 原子和 j 原子之间的距离; E_i 为 i 原子嵌入时发生的嵌入能; ρ_i 为除 i 之外的原子在 i 处的电子密度;

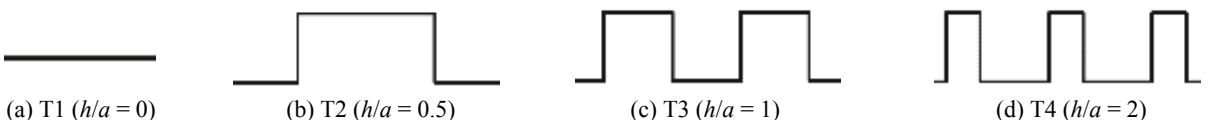


Fig. 2 The surface texture topography of substrate copper film

图2 基底铜膜表面纹理形貌示意图

ρ_j 为*j*原子在*i*原子的电子密度函数.

使用Morse势描述C-Ni原子和C-Cu原子之间的相互作用, 其基本表达式为

$$E = \sum_{ij} D_0 [e^{-2\alpha(r-r_0)} - 2e^{-\alpha(r-r_0)}] \quad (3)$$

式中:*E*为相互作用能量, *D*₀为内聚能, α 为弹性模量, *r*和*r*₀为原子*i*和*j*的瞬时距离. C-Ni原子相互作用的参数为*D*₀=0.1 eV, $\alpha=2.2 \text{ \AA}^{-1}$, *r*₀=2.4 Å; C-Cu原子相互作用的参数为*D*₀=0.087 eV, $\alpha=5.14 \text{ \AA}^{-1}$, *r*₀=2.05 Å. 金

刚石刮头可视为刚体, 忽略C-C原子之间的相互作用. 为了提高计算精确度, 原子截断半径设置为8.95 Å, 在截断半径以内的原子有相互作用, 超过截断半径不考虑其相互作用.

本工作中使用LAMMPS^[20]软件进行分子动力学模拟计算, 使用OVITO^[21]软件对分子动力学模拟的数据进行可视化分析, 选择共近邻分析(Common neighbor analysis, CNA)命令识别每个原子瞬态的结构特征. 主要的模拟参数列于表1中.

表 1 分子动力学模拟相关参数

Table 1 Molecular dynamics simulation parameters

Parameter	Workpiece: nickel/copper	Tip: diamond
Dimension	28 nm x 15 nm x 11 nm	Radius: 2, 3, 4 and 5 nm
Initial temperature	300 K	
Time step	1 fs	
Scratch distance	0~20 nm	
Scratch velocity	100 m/s	
Scratch depth	0.5, 1.0, 1.5, 2.0 and 2.5 nm	

2 结果与讨论

2.1 基底材料纹理对纳米双层膜刮擦的影响

考虑4种不同的基底铜膜表面纹理(*h/a*=0、0.5、1和2)类型, 对镍/铜纳米双层膜进行刮擦模拟. 本节中, 刮头半径设为5 nm, 刮擦深度定为2.5 nm.

4种基底纹理的纳米双层膜刮擦变形后的纵剖面原子构型图和镍膜表面原子构型图分别如图3(a~d)、图3(e~h)所示. 从图3(a~d)可以发现, 不同基底纹理的纳米双层膜的基底齿槽由刮擦导致的变形有显著差异. T4类型的基底齿槽在刮擦后的变形程度最大, 很难保持原来的形状; T2类型时, 基底齿槽的变形程度较小, 基本能维持原来的形状; T1类型的基底齿槽在刮擦后的变形程度最小. 在T2、T3和T4类型时, 基底齿槽会因为刮擦切向力的作用, 向着刮擦方向运动、倾斜变形, 在刮头经过后, 基底齿槽的部分变形得到回复, 剩下不能回复的永久塑性变形. 能明显发现, 在刮头前方较远的基底齿槽不会产生变形, 说明刮擦的影响具有范围性. 基底齿槽的变形受到位错及缺陷影响, 不同的基底纹理受到位错及缺陷的影响有着明显差异.

图3(e~h)所示, 镍膜表面可以观察到镍原子堆积在刮头前方和刮擦沟槽两侧, 刮头前方的原子堆积高度明显大于刮擦沟槽两侧的原子堆积高度. 在纳米尺度的刮擦过程中, 通过图3(i)可以发现, 位错从刮头周

围的原子中形核生长并沿着与刮擦方向大约45°扩散, 从而导致塑性变形^[12, 22], 进而引起随着刮头前进发生的金属膜表面的材料原子的去除, 大量增加的去除原子最终在刮头前方和两侧形成原子堆积. 此外, 能明显观察到在不同基底纹理下, 刮头前方的原子堆积高度不同. T1类型时, 刮头前方形成的堆积高度最大(约4.9 nm); 在T3类型时, 刮头前方的堆积高度最小(约3.4 nm). 这种不同可能是因为界面对晶格的位错运动有一定的限制作用^[11, 23]. 在T1类型时, 刮头下部距界面的距离最小, 镍膜原子的晶格位错扩散运动更容易受到界面的影响, 镍原子的变形和堆积更多集中在刮头前方; 而在T2、T3和T4类型时, 镍膜原子的晶格位错运动能继续向下扩散到界面凹部, 其下方的原子也可发生变形, 因此刮头前方的镍膜的变形和堆积减少. T3相较于T2, 有更多晶格位错运动向下扩散到界面凹部; 相较于T4, 界面的变形不太严重, 影响位错运动向下扩散的能力没有T4强, 在综合因素影响下, 所以T3的堆积最小.

不同基底纹理在刮擦过程中的刮擦法向力和切向力随刮擦距离的变化如图4(a~b)所示. 可以发现, 刮擦法向力和切向力均随着刮擦距离的增加逐渐增大, 然后在一个稳定值上下波动. 当刮头刚接触到试样时, 相互接触和材料变形区域面积较小, 刮擦法向力和切向力较小; 随着刮头的前进, 接触区域面积增大, 相互作用的原子数目增加, 维持定速刮擦运动需要更

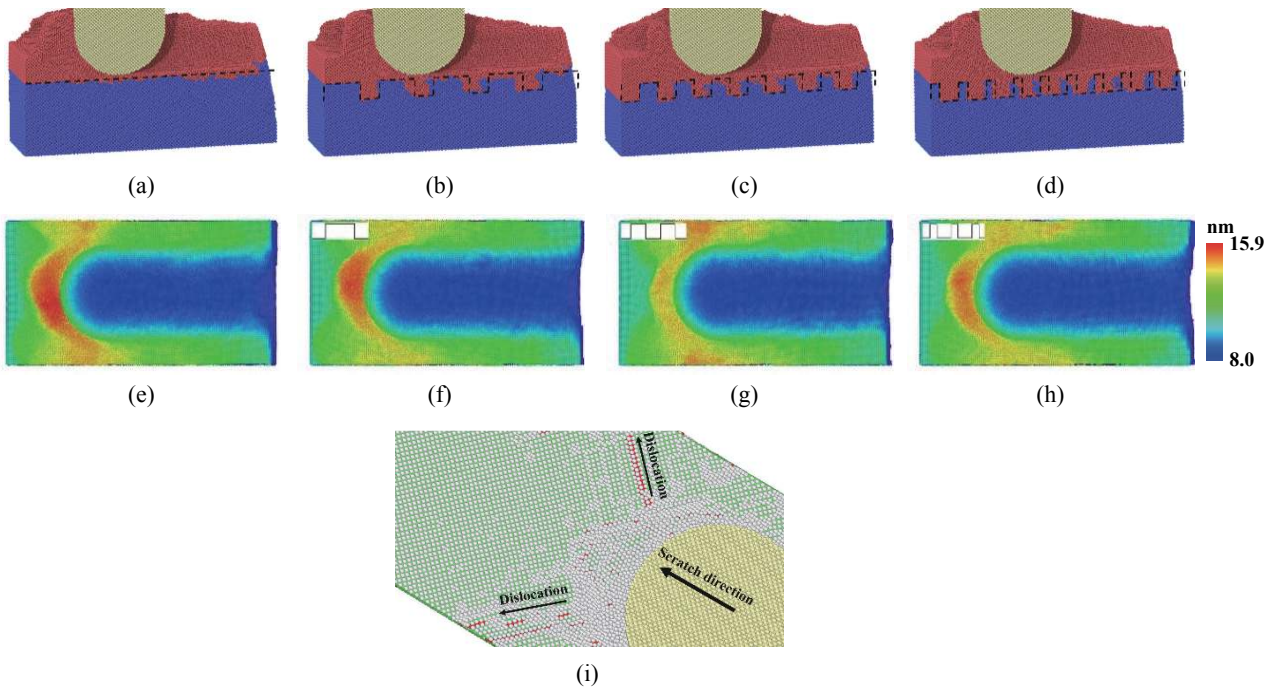


Fig. 3 Longitudinal profiles of atomic configuration (a~d), surface atomic configuration of the nickel film (e~h) under different substrate textures and atom coloring graph of CNA for surface nickel film of T1 (i)

图3 不同基底纹理下纵向剖面原子构型图(a~d)、镍膜表面原子构型图(e~h)和CNA原子着色图(i)

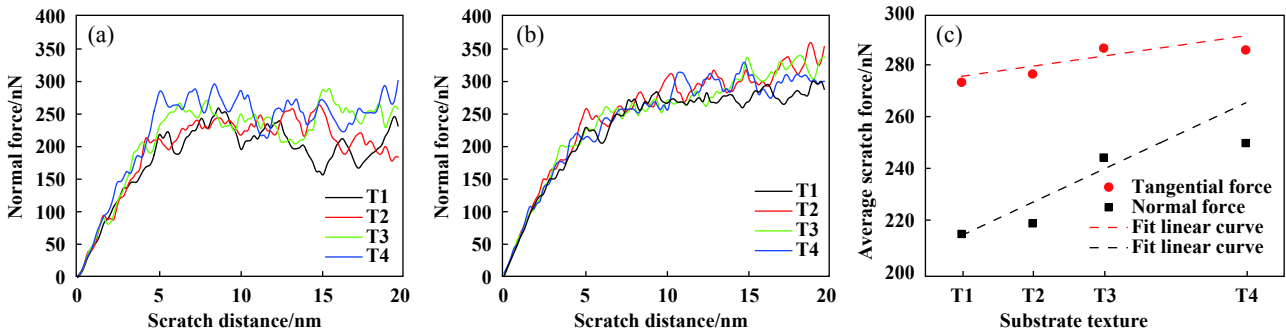


Fig. 4 Normal force-scratch distance curve (a), tangential force-scratch distance curve (b) and average scratch force (c) under different substrate textures

图4 不同基底纹理下刮擦法向力-距离曲线(a)、刮擦切向力-距离曲线(b)和平均刮擦力(c)

多能量,刮擦法向力和切向力不断增大;当刮头完全进入试样,接触区域面积达到最大,刮擦相互作用的原子达到相对稳定的数目,维持定速刮擦运动过程需要的能量趋于稳定,此时刮擦法向力和切向力趋于定值。刮擦过程中刮擦法向力和切向力的波动是由位错滑移的产生和晶格的塑性变形所导致,刮擦法向力的波动大于切向力的波动,说明位错滑移和晶格塑性变形对法向力影响更明显^[24]。为了研究刮擦法向力、切向力与基底纹理的关系,取刮头完全进入试样(刮擦距离5 nm)后的数据得到平均刮擦法向力和切向力,如图4(c)所示。可以看到,平均刮擦法向力和切向力与基底纹理的类型均存在相关性。在不同的基底纹理下,

平均刮擦切向力大于法向力。相较于其他基底纹理,T1类型的平均刮擦法向力(约215 nN)和切向力(约273 nN)最小。根据两条拟合线,发现基底纹理的变化对平均刮擦法向力的影响大于切向力的影响。

图5(a)为刮头完全进入试样达到稳定后的刮擦摩擦系数(Scratch Coefficient of Friction, SCOF)曲线。随着刮头的持续前进,不同基底纹理的刮擦摩擦系数均在缓慢增加。根据文献^[25],这可能是因为刮头刚接触工件并没有完全进入时,刮擦摩擦系数取决于材料表面黏附点的作用;随着刮头不断前进,刮头前方原子堆积体积逐渐增大,即所需克服的阻碍增大,此时刮擦摩擦系数取决于材料表面黏附和材料变形的共

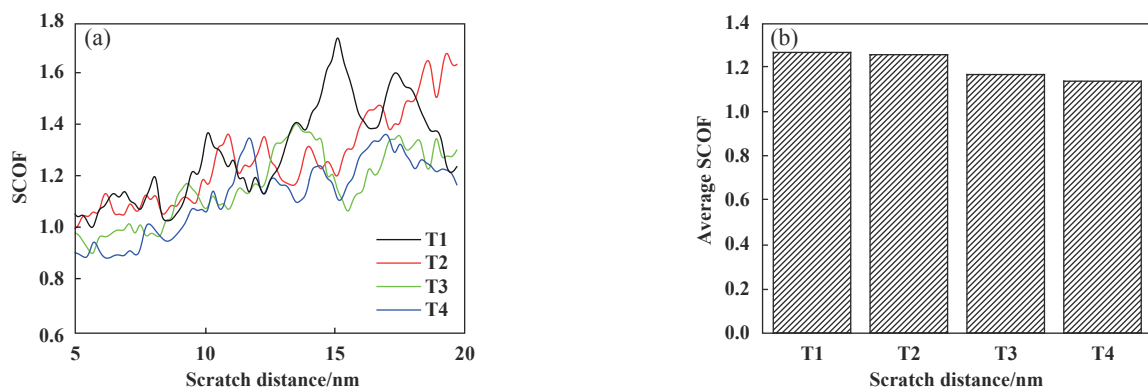


Fig. 5 Scratch coefficient of friction - scratch distance curve (a) and average scratch coefficient of friction (b) under different substrate textures

图 5 不同基底纹理下刮擦摩擦系数-距离曲线(a)和平均刮擦摩擦系数(b)

同作用, 因此刮擦系数缓慢增加. 4种不同基底纹理对应的平均刮擦摩擦系数如图5(b)所示. 值得注意的是, 光滑基底纹理(T1类型)的双层膜的平均刮擦摩擦系数(约1.27)最大, T4类型的双层膜的平均刮擦摩擦系数(约1.12)最小. 结合图3(e~h)可以看出, 基底纹理的改变能够影响材料变形对刮擦摩擦的作用. 随着基底纹理从T1改变到T4, 由于界面的约束效应提高, 界面对位错运动的限制作用增强, 导致材料表面的名义硬度随之升高, 从而减摩作用逐渐提高^[26]. 因综合因素的影响, T3类型的材料表面堆积高度最小. 下面针对T1与T3类型双层膜进行刮头半径、刮擦深度的对比分析.

2.2 刮头半径对纳米双层膜刮擦的影响

考虑基底纹理T3($h/a=1$)类型, 取刮擦深度为2.5 nm, 采用不同刮头半径(2、3、4和5 nm), 研究刮头半径对镍/铜纳米双层膜刮擦的影响.

不同刮头半径的纵向剖面的原子构型如图6(a~d)所示. 可以看出, 不同半径刮头刮擦所导致的基底齿槽变形程度不同. 刮头半径为2 nm时, 刮擦后的基底齿槽发生的变形能够得到较好的回复, 基本保持纹理的初始形状, 此时基底齿槽变形以弹性变形为主. 随着刮头半径逐步增大, 刮擦后基底齿槽发生明显的局

部永久变形. 当刮头半径为5 nm时, 刮擦后的基底齿槽的永久变形程度最大, 此时变形以塑性变形为主. 半径相对较大的刮头刮擦后, 容易产生更多的位错并且位错缺陷区域更大, 此时原子晶格变形范围也越大, 基底纹理齿槽受到的影响也越大. 由此在给定的刮擦深度下, 刮头半径的增大对基底纹理齿槽的变形有着明显影响, 将导致纹理齿槽局部塑性变形的增加.

不同刮头半径的平均刮擦法向力和切向力如图7(a)所示. 可以发现, 与刮头半径和基底纹理无关, 在相同工况下, 平均切向力总是小于平均法向力; 对于T1与T3两种类型, 平均刮擦法向力和切向力都随着刮头半径的增大而增加. 随着刮头半径增大, 刮头与试样的相互接触作用面积增大, 相互作用的原子数目增多, 需要更多的能量来维持定速刮擦过程.

不同刮头半径的平均刮擦摩擦系数如图7(b)所示. 可以发现, 平均刮擦摩擦系数则是随着刮头半径的增大而下降. 在T1类型时, 双层膜的刮擦摩擦系数从1.83(刮头半径2 nm)下降到1.28(刮头半径5 nm); 在T3类型时, 双层膜的刮擦摩擦系数从1.93(刮头半径2 nm)下降到1.16(刮头半径5 nm). 当刮头半径大于2 nm时, T3类型的纳米双层膜的刮擦摩擦系数均小于T1类型, 即T3类型下的基底具有一定的减摩作用.

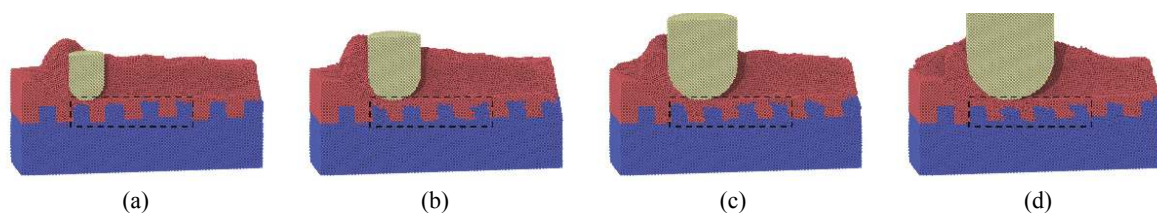


Fig. 6 Longitudinal profiles of atomic configuration along the scratch direction of the substrate texture T3 under tip radii (a) 2 nm, (b) 3 nm, (c) 4 nm and (d) 5 nm

图 6 刮头半径(a)2 nm、(b)3 nm、(c)4 nm和(d)5 nm下沿刮擦方向纵向剖面原子构型图

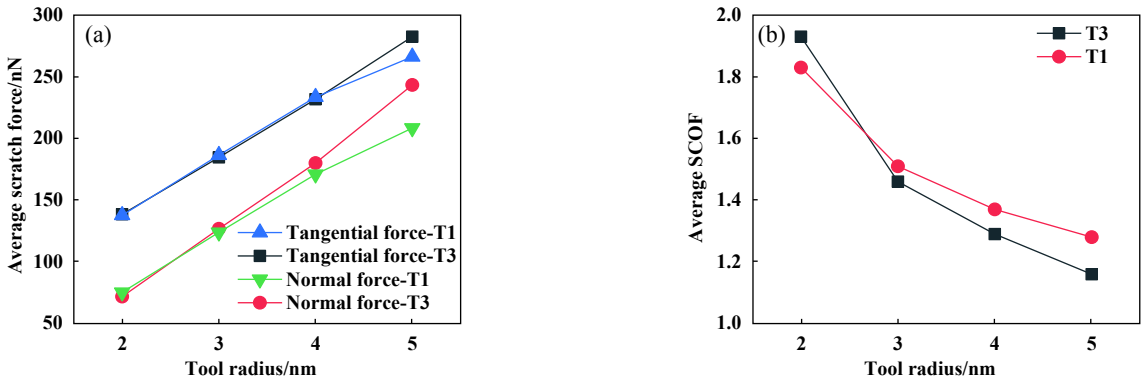


Fig. 7 Tip radius-average scratch force curve (a) and average scratch coefficient of friction curve (b) of the substrate textures T1 and T3

图7 刮头半径-平均刮擦力曲线(a)和刮头半径-平均刮擦摩系数曲线(b)

2.3 刮擦深度对纳米双层膜刮擦的影响

在实际加工过程中,进刀深度作为主要控制参数,其对加工表面质量及材料变形等均有显著影响^[22,27].本节考虑T3($h/a=1$)类型,取刮头半径为5 nm,采用不同刮擦深度(0.5、1.0、1.5、2.0和2.5 nm),研究刮擦深度对镍/铜纳米双层膜刮擦的影响.

不同刮擦深度的纵剖面原子构型如图8(a~e)所示.可以看出,刮头前方的镍膜材料堆积体积随刮擦深度的增加而变大.刮擦深度为0.5 nm时,刮擦过程中基底铜膜的齿槽产生轻微变形,刮头通过后,基底齿槽的变形回复至初始形状.当刮擦深度为1.0和1.5 nm时,刮擦过程中基底齿槽的变形程度相对增大,刮擦后大部分变形得到回复,只有局部发生无法回复的永久变形.随着刮擦深度增加到2.5 nm,可以明显看到刮擦过程中基底齿槽产生了更为严重的变形,刮擦后基底产生程度严重的永久变形.这是因为对较浅的刮擦深度,试样与刮头接触区域内发生的位错较少,基底纹

理齿槽的原子晶格变形较少且大部分变形能得到回复;而刮擦深度较大时,发生的位错更多,并且位错缺陷区域更大,此时基底齿槽的原子晶格变形严重且大部分变形无法回复.所以,在一定的刮头半径下,刮擦深度的增加将导致纳米双层膜更为严重的变形.

两种基底纹理(T1与T3类型)的纳米双层膜在不同刮擦深度下的平均刮擦法向力、切向力如图9(a)所示.可以看到,对于两种典型基底纹理,平均法向力和切向力都随着刮擦深度的增加而增大.这是因为较大的刮擦深度意味着较大的刮头与试样的接触区域面积,此时需要更多能量来维持定速刮擦过程.在忽略刮头前方堆积和材料表面粘附作用对接触面积影响的条件下,根据文献[28],假设作用力与对应的接触面积成正比,接触法向力 F_n 和切向力 F_t 可表达如下:

$$F_n = pA_1, F_t = pA_2 \quad (4)$$

其中: $A_1 = \frac{1}{2} \pi R^2 \sin^2 \theta$, $A_2 = \frac{1}{2} R^2 (2\theta - \sin 2\theta)$ 分别表示法

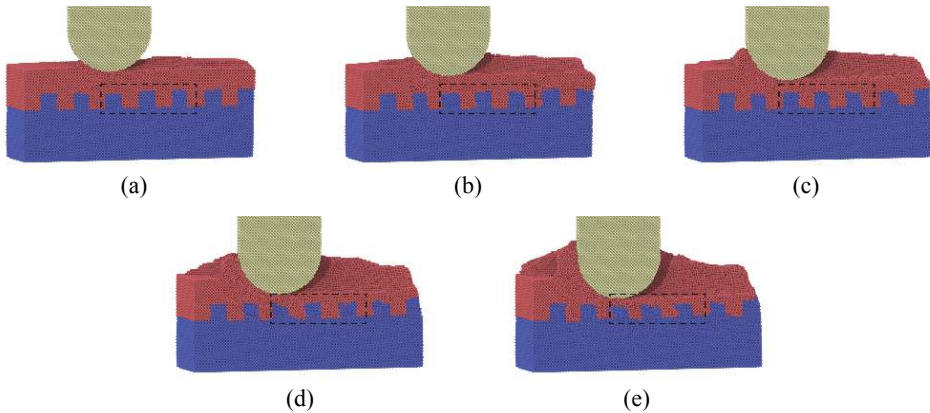


Fig. 8 Longitudinal profiles of atomic configuration along the scratch direction of the substrate textures T3 under scratch depths (a) 0.5 nm, (b) 1.0 nm, (c) 1.5 nm and (d) 2.0 nm (e) 2.5 nm

图8 刮擦深度(a)0.5 nm、(b)1.0 nm、(c)1.5 nm、(d)2.0 nm和(e)2.5 nm下沿刮擦方向纵向剖面原子构型图

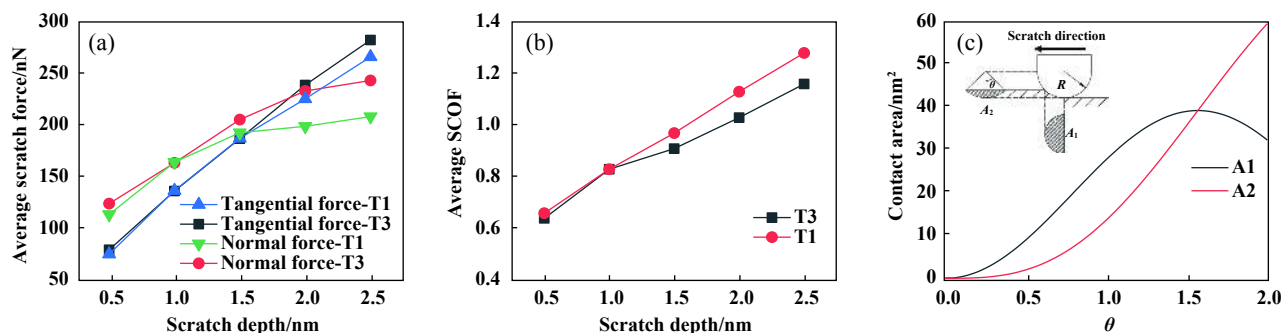


Fig. 9 Scratch depth- average scratch forces curve (a), average scratch coefficient of friction curve (b) of the substrate textures T1 and T3 and tangential and normal contact area curve (c)

图9 刮擦深度-平均刮擦力曲线(a)、刮擦深度-平均刮擦摩擦系数曲线(b)和刮头切向与法向的接触面积曲线(c)

向投影面积与切向投影面积。 p 为工件材料性能相关参数。 θ 随着刮擦深度的增加从0增大到 $\frac{\pi}{2}$,如图9(c)所示。

对于 $R=5$ nm的刮擦工况,通过图9(c)能观察到切向投影面积 A_2 大于法向投影面积 A_1 的变化率。在本文中的MD模拟结果中也观察到了切向力的增加比法向力的增加更加明显。当刮擦深度较大时,T3类型的纳米双层膜的平均刮擦法向力和切向力均大于T1类型的纳米双层膜。

两种基底纹理(T1与T3类型)的纳米双层膜在不同刮擦深度下的平均刮擦摩擦系数如图9(b)所示。可以看到,平均刮擦摩擦系数随刮擦深度的增加而增大。在刮擦深度较小时,基底铜膜纹理对上层镍膜的影响很小,两种基底纹理的刮擦摩擦系数几乎相同。在刮擦深度为1.5 nm时,T1类型的纳米双层膜的刮擦摩擦系数达到1;T3类型的纳米双层膜的刮擦摩擦系数在刮擦深度2.0 nm方为1。在一定刮擦深度下,位错运动才会受到界面的限制作用^[11,23],由于T3类型界面对镍膜的约束效应更大,导致其表面的名义硬度大于T1,从而具有一定的减摩作用^[26]。

3 总结

a. 刮擦过程中,基底纹理的不同会造成界面的位错缺陷不同,合适的基底纹理能够减少刮头前方膜材料的堆积体积。刮擦深度一定时,刮头半径越大,基底的位错变形程度越大,基底齿槽变形从弹性为主到塑性为主,难以保持初始形状。刮头半径一定的情况下,刮擦深度的增加引起刮头前方切削堆积体积增大,且引起更大范围的位错缺陷变形,造成更多的基底齿槽塑性变形。

b. 针对基底光滑与特定齿槽的纹理,在刮擦深度

一定时,刮擦力随着刮头半径的增加而增大;在刮头半径一定时,刮擦力随着刮擦深度的增加而增大;当刮擦深度或者刮头半径超过临界值时,表面具有特定的齿槽纹理的基底具有一定的减摩作用。

参考文献

- [1] Zhou Y, Hang T, Li F, et al. Anti-wetting Cu/Cr coating with micro-posts array structure fabricated by electrochemical approaches[J]. Applied Surface Science, 2013, 271: 369–372. doi: 10.1016/j.apsusc.2013.01.208.
- [2] Zheng S, Carpenter J S, McCabe R J, et al. Engineering interface structures and thermal stabilities via SPD processing in bulk nanostructured metals[J]. Scientific Reports, 2015, 4(1): 4226–4226. doi: 10.1038/srep04226.
- [3] Zhu P, Hu Y, Ma T, et al. Molecular dynamics study on friction due to ploughing and adhesion in nanometric scratch process[J]. Tribology Letters, 2011, 41(1): 41–46. doi: 10.1007/s11249-010-9681-6.
- [4] Zhang J, Sun T, Yan Y, et al. Molecular dynamics study of scratch velocity dependency in AFM-based nanometric scratch process[J]. Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2009, 505(1): 65–69.
- [5] Li Yong, Yang Xiaojing. Molecular dynamics simulation of single crystal copper material surface cutting properties in nano-scale[J]. China Mechanical Engineering, 2016, 27(6): 721–726 (in Chinese) [李勇, 杨晓京. 纳米尺度单晶铜材料表面切削特性分子动力学模拟[J]. 中国机械工程, 2016, 27(6): 721–726]. doi: 10.3969/j.issn.1004-132X.2016.06.003.
- [6] Zhu Baoyi, Lv Ming, Liang Guoxing, et al. Subsurface damage in high-speed grinding process of monocrystalline silicon based on molecular dynamics[J]. Tribology, 2017, 37(6): 845–853 (in Chinese) [朱宝义, 吕明, 梁国星, 等. 单晶硅高速磨削亚表层损伤机制的分子动力学仿真研究[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(6): 845–853]. doi: 10.16078/j.tribology.2017.06.017.
- [7] Yin Nian, Zhang Zhinan, Zhang Junyan. Molecular dynamics simulation of friction and wear behaviors of Au coating for

- conductive slip ring[J]. *Tribology*, 2018, 38(1): 108–114 (in Chinese) [尹念, 张执南, 张俊彦. 导电滑环Au涂层摩擦磨损行为的分子动力学模拟[J]. *摩擦学学报*, 2018, 38(1): 108–114]. doi: [10.16078/j.tribology.2018.01.014](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.01.014).
- [8] Singh S, Basu S, Ghosh S K, et al. Structure and morphology of Cu/Ni film grown by electrodeposition method: A study of neutron reflectivity and AFM[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255(11): 5910–5916. doi: [10.1016/j.apsusc.2009.01.030](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2009.01.030).
- [9] Melo L C, De Limaneto P, Correia A N, et al. The influence of citrate and tartrate on the electrodeposition and surface morphology of Cu-Ni layers[J]. *Journal of Applied Electrochemistry*, 2011, 41(4): 415–422. doi: [10.1007/s10800-010-0251-2](https://doi.org/10.1007/s10800-010-0251-2).
- [10] Sarac U, Baykul M C. Morphological and microstructural properties of two-phase Ni–Cu films electrodeposited at different electrolyte temperatures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 552: 195–201. doi: [10.1016/j.jallcom.2012.10.071](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.10.071).
- [11] Cheng D, Yan Z J, Yan L, et al. Misfit dislocation network in Cu/Ni multilayers and its behaviors during scratch[J]. *Thin Solid Films*, 2007, 515(7): 3698–3703.
- [12] Fang Q, Wang Q, Li J, et al. Mechanisms of subsurface damage and material removal during high speed grinding processes in Ni/Cu multilayers using a molecular dynamics study[J]. *RSC Advances*, 2017, 7(67): 42047–42055. doi: [10.1039/C7RA06975H](https://doi.org/10.1039/C7RA06975H).
- [13] Zhu H, Zheng X, Kosasih P B, et al. Tribo-surface charge and polar lubricant molecules on friction and lubrication under multiple 3D asperity contacts[J]. *Wear*, 2015, 332–333: 1248–1255. doi: [10.1016/j.wear.2015.02.045](https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.02.045).
- [14] Nan Jianghong, Liu Geng, Tong Ruiting, et al. Molecular dynamics simulation of friction behavior on nanoscale textured surfaces[J]. *China Mechanical Engineering*, 2012, 23(19): 2378–2383 (in Chinese) [南江红, 刘更, 佟瑞庭, 等. 纳观纹理表面摩擦过程的分子动力学模拟[J]. *中国机械工程*, 2012, 23(19): 2378–2383]. doi: [10.3969/j.issn.1004-132X.2012.19.022](https://doi.org/10.3969/j.issn.1004-132X.2012.19.022).
- [15] Li J, Fang Q, Zhang L, et al. The effect of rough surface on nanoscale high speed grinding by a molecular dynamics simulation[J]. *Computational Materials Science*, 2015, 98: 252–262. doi: [10.1016/j.commatsci.2014.10.069](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.10.069).
- [16] Papanikolaou M, Salonitis K. Fractal roughness effects on nanoscale grinding[J]. *Applied Surface Science*, 2019, 467–468: 309–319. doi: [10.1016/j.apsusc.2018.10.144](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.10.144).
- [17] Hansson P. Influence of surface roughening on indentation behavior of thin copper coatings using a molecular dynamics approach[J]. *Computational Materials Science*, 2016, 117: 233–239. doi: [10.1016/j.commatsci.2016.01.042](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2016.01.042).
- [18] Yu C, Yu H, Liu G, et al. Understanding topographic dependence of friction with micro- and nano-grooved surfaces[J]. *Tribology Letters*, 2014, 53(1): 145–156. doi: [10.1007/s11249-013-0252-5](https://doi.org/10.1007/s11249-013-0252-5).
- [19] Jiang W, Su J, Feng X, et al. Effect of surface roughness on nanoindentation test of thin films[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, 75(17): 4965–4972. doi: [10.1016/j.engfracmech.2008.06.016](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.06.016).
- [20] Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics[J]. *Journal of Computational Physics*, 1995, 117(1): 1–19. doi: [10.1006/jcph.1995.1039](https://doi.org/10.1006/jcph.1995.1039).
- [21] Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO—the Open Visualization Tool[J]. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2010, 18(1): 015012. doi: [10.1088/0965-0393/18/1/015012](https://doi.org/10.1088/0965-0393/18/1/015012).
- [22] Shiari B, Miller R E, Klug D D, et al. Multiscale simulation of material removal processes at the nanoscale[J]. *Journal of The Mechanics and Physics of Solids*, 2007, 55(11): 2384–2405. doi: [10.1016/j.jmps.2007.03.018](https://doi.org/10.1016/j.jmps.2007.03.018).
- [23] Fu T, Peng X, Chen X, et al. Molecular dynamics simulation of nanoindentation on Cu/Ni nanotwinned multilayer films using a spherical indenter[J]. *Scientific Reports*, 2016, 6(1): 35665–35665. doi: [10.1038/srep35665](https://doi.org/10.1038/srep35665).
- [24] Lin B, Yu S Y, Wang S X, et al. An experimental study on molecular dynamics simulation in nanometer grinding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 138(1): 484–488.
- [25] Jiang H, Browning R, Fincher J, et al. Influence of surface roughness and contact load on friction coefficient and scratch behavior of thermoplastic olefins[J]. *Applied Surface Science*, 2008, 254(15): 4494–4499. doi: [10.1016/j.apsusc.2008.01.067](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2008.01.067).
- [26] Wang Yongxin, Wang Liping, Xue Qunji. Microstructure and tribological performances of highly hard graphite-like carbon films doped with different metals[J]. *Tribology*, 2011, 31(1): 72–77 (in Chinese) [王永欣, 王立平, 薛群基. 金属掺杂高硬度类石墨薄膜结构及其摩擦学性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2011, 31(1): 72–77]. doi: [10.16078/j.tribology.2011.01.009](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2011.01.009).
- [27] Ren J, Zhao J, Dong Z, et al. Molecular dynamics study on the mechanism of AFM-based nanoscratching process with water-layer lubrication[J]. *Applied Surface Science*, 2015: 84–98.
- [28] Bowden F P, Tabor D. Friction, lubrication and wear: a survey of work during the last decade[J]. *British Journal of Applied Physics*, 1966, 17(12): 1521–1544. doi: [10.1088/0508-3443/17/12/301](https://doi.org/10.1088/0508-3443/17/12/301).

DOI: 10.16078/j.tribology.2019016

计入油膜惯性作用椭圆接触弹流 润滑性能研究

孟凡明*, 张万民

(重庆大学 机械传动国家重点实验室, 重庆 400044)

摘要: 基于计入惯性项的Navier-Stokes方程和连续性方程, 建立了计入油膜惯性作用的椭圆接触弹性流体润滑模型, 研究了油膜惯性对椭圆接触弹流润滑性能的影响. 弹性变形通过快速傅里叶变换(FFT)计算, 而油膜压力通过复合直接迭代法求解. 数值结果表明: 在计入油膜惯性作用后, 润滑膜的二次压力峰增大, 入口区的油膜速度减小, 且逆流区范围扩大; 考虑油膜惯性作用后油膜厚度有所增大, 当载荷从300 N增加到700 N时, 中心膜厚最大增加了5.14%. 试验结果也表明, 考虑油膜惯性作用后的中心膜厚数值解与试验结果更加接近.

关键词: 油膜惯性; 椭圆接触; 油膜压力; 中心膜厚; FFT

中图分类号: TH 133.33

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0585-08

Elastohydrodynamic Lubrication of Elliptical Contact Considering Effect of Inertia of Lubrication Film

MENG Fanming*, ZHANG Wanmin

(The State Key Laboratory of Mechanical Transmission, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: An elastohydrodynamic lubrication (EHL) model of the elliptical contact considering the lubrication film inertia was proposed based on the Navier-Stokes equation considering the inertia and continuity equation, and then the film inertia effect on the EHL performance of the elliptical contact was studied. In doing so, the deformation and proposed model were solved, respectively, with a Fast Fourier Transform (FFT) and composite direct iteration method. The numerical results show that with the consideration of the film inertia effect, the secondary pressure spike of the lubrication film increased, and the lubricant velocity became smaller and the lubricant reflow became more obvious in the inlet. The inertia also led to an increment in the film thickness, of which the center film thickness increased up to 5.14% when the load increased from 300 to 700 N. The experimental result also showed that the center film thickness considering the inertia effect was close to the experimental result.

Key words: film inertia; elliptical contact; film pressure; central film thickness; FFT

椭圆接触作为弹流润滑研究中一种典型的接触形式, 广泛存在于滚动轴承等机械零部件中. 为准确分析椭圆接触的弹流润滑性能, 广大摩擦学研究者进行了大量的研究^[1-5]. 例如, 郭峰等^[6]通过试验方法研究了椭圆接触下的气穴现象, 发现卷吸速度的大小和方

向对气穴效应有着重要影响; 王文中等^[7]建立了椭圆接触下油气润滑的膜厚随时间的变化关系, 并发现高转速、大载荷下所需的供油时间更短; 刘少军等^[8]指出考虑弹流润滑影响的滚动轴承寿命预测方法更接近ISO标准; 吕延军等^[9]发现轴承转速和载荷等参数对椭

Received 21 January 2019, revised 18 March 2019, accepted 24 April 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: fmmeng@cqu.edu.cn, Tel: +86-13983981735.

The project was supported by the National Key R&D Program of China (2018YFB2000604) and the National Natural Science Foundation of China (51775067).

国家重点研发计划(2018YFB2000604)和国家自然科学基金项目(51775067)资助.

圆接触的油膜压力和膜厚有明显的影 响;Liu等^[10]求解椭圆接触弹流润滑问题时考虑了Eyring剪切稀化流的剪切应力和有效黏度. 以上针对椭圆接触的研究中均未考虑油膜惯性的作用.

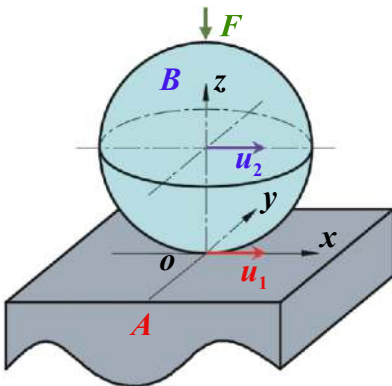
在高速情况下, 润滑剂的惯性作用显著, 因此有必要研究油膜惯性对椭圆接触性能的影响. 针对油膜惯性作用的研究, 相关研究主要集中在滑动轴承性能研究上^[11-12]. 例如, Fan等^[13]发现流体惯性会导致滑动轴承气穴区起始位置提前且气穴区范围变大, Javorova等^[14]发现流体惯性会导致滑动轴承摩擦系数减小, Lin等^[15]指出流体惯性会使滑动轴承的油膜承载能力下降. 然而目前考虑润滑剂惯性作用的椭圆接触弹流润滑性能研究尚未发现. 为此, 本研究基于考虑惯性作用的Navier-Stokes方程, 建立椭圆接触下考虑流体惯性的弹流润滑模型. 本文作者以深沟球轴承为例, 在不同载荷、卷吸速度、滑滚比及润滑剂初始黏度

下, 研究油膜惯性对椭圆接触弹流润滑性能的影响, 同时进行了相关试验验证, 以期对椭圆接触的弹流润滑性能准确分析提供一定的理论参考.

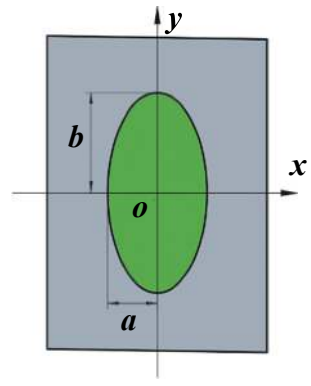
1 控制方程

椭圆接触示意图如图1所示. 图1(a)为椭圆接触模型, 其中A为下表面, B为滚动体; x 为椭圆接触中短半轴方向, y 为椭圆接触中 长半轴方向, z 为垂直于 xoy 平面指向滚动体中心方向; F 为施加在滚动体B上的载荷; u_1 和 u_2 分别为下表面A和滚动体B沿 x 方向的速度. u_e 为润滑剂卷吸速度且 $u_e = (u_1 + u_2)/2$, 滑滚比 $S = 2(u_1 - u_2)/(u_1 + u_2)$. 图1(b)为椭圆接触区, 其中 a 和 b 分别为短半轴和长半轴长度.

假设使用的润滑剂为等温层流状态的牛顿流体, 且润滑过程中流固界面处假设未滑移, 此时计入流体惯性影响的Navier-Stokes方程可写成如下形式^[16-17]:



(a) Elliptical contact model



(b) Elliptical contact region

Fig. 1 Schematic of elliptical contact

图1 椭圆接触示意图

$$\frac{\partial p}{\partial x} + \rho(I_x) = \mu \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial u}{\partial z} \right) \quad (1)$$

$$\frac{\partial p}{\partial y} + \rho(I_y) = \mu \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial v}{\partial z} \right) \quad (2)$$

式中: I_x 和 I_y 分别表示流体质点沿 x 和 y 方向的惯性力, $I_x = \rho \left(\frac{\partial u}{\partial x} u + \frac{\partial u}{\partial y} v + \frac{\partial u}{\partial z} w \right)$ 且 $I_y = \rho \left(\frac{\partial v}{\partial x} u + \frac{\partial v}{\partial y} v + \frac{\partial v}{\partial z} w \right)$.

为便于计算, 引入以下无量纲参考量: $U = u/u_e$, $V = v/u_e$, $W = w/u_e$, $U_1 = u_1/u_e$, $U_2 = u_2/u_e$; X 、 Y 和 Z 为无量纲坐标, $X = x/a$, $Y = y/b$, $Z = z/h$, 其中 h 为有量纲油膜厚度. 无量纲油膜厚度 $H = h/a$, k 为椭圆率且 $k = b/a$; P 为无量纲油膜压力且 $P = p/p_h$, p_h 为最大Hertz接触应力且 $p_h = 3F/2\pi ab$; 无量纲黏度 $\bar{\eta} = \eta/\eta_0$, η_0 为润滑剂初始黏度.

对式(1)和(2)沿 z 方向求积分并无量纲化后可以得到计入惯性项的油膜在 x 和 y 方向的无量纲速度:

$$U = U_1 + \frac{ap_h}{\eta_0 u_e} \frac{H^2}{2\bar{\eta}} \frac{\partial P}{\partial X} (Z^2 - Z) + (U_2 - U_1)Z + \quad (3)$$

$$Re \frac{H^2}{\bar{\eta}} \int_0^Z \int_0^Z \bar{I}_x dZ dZ - Re H^2 \bar{I}_x Z$$

$$V = \frac{ap_h}{\eta_0 u_e} \frac{H^2}{2\bar{\eta}} \frac{\partial P}{\partial Y} (Z^2 - Z) + \quad (4)$$

$$Re \frac{H^2}{\bar{\eta}} \int_0^Z \int_0^Z \bar{I}_y dZ dZ - Re H^2 \bar{I}_y Z$$

式中: Re 为Reynolds数且 $Re = au_e \rho_0 / \eta_0$, 其中 ρ_0 为润滑剂初始密度.

\bar{I}_x 和 \bar{I}_y 的定义如下:

$$\bar{I}_x = \bar{\rho} \left[U \left(\frac{\partial U}{\partial X} - \frac{Z}{H} \frac{\partial H}{\partial X} \frac{\partial U}{\partial Z} \right) + \frac{V}{k} \left(\frac{\partial U}{\partial Y} - \frac{Z}{H} \frac{\partial H}{\partial Y} \frac{\partial U}{\partial Z} \right) + W \left(\frac{1}{H} \frac{\partial U}{\partial Z} \right) \right] \quad (5)$$

$$\bar{I}_y = \bar{\rho} \left[U \left(\frac{\partial V}{\partial X} - \frac{Z}{H} \frac{\partial H}{\partial X} \frac{\partial V}{\partial Z} \right) + \frac{V}{k} \left(\frac{\partial V}{\partial Y} - \frac{Z}{H} \frac{\partial H}{\partial Y} \frac{\partial V}{\partial Z} \right) + W \left(\frac{1}{H} \frac{\partial V}{\partial Z} \right) \right] \quad (6)$$

式(3)和(4)中: $\bar{I}_x = \frac{1}{\bar{\eta}} \int_0^1 \int_0^Z \bar{I}_x dZ dZ$, $\bar{I}_y = \frac{1}{\bar{\eta}} \int_0^1 \int_0^Z \bar{I}_y dZ dZ$.

油膜在z方向的无量纲速度由连续性方程得到:

$$W = -H \left(\frac{\partial}{\partial X} \int_0^Z U dZ + \frac{\partial}{k \partial Y} \int_0^Z V dZ \right) \quad (7)$$

获得计入流体惯性影响的油膜速度后, 进一步对油膜速度沿z方向进行积分得到x、y方向的流量, 把获得的流量代入连续性方程可得到计入流体惯性影响的无量纲Reynolds方程:

$$\frac{\partial}{\partial X} \left(\varepsilon^x \frac{\partial P}{\partial X} \right) + \frac{\partial}{\partial Y} \left(\varepsilon^y \frac{\partial P}{\partial Y} \right) = \frac{\partial(\bar{\rho}H)}{\partial X} + Re \frac{\partial(\bar{\Omega}_x H^3)}{\partial X} + \frac{Re}{k} \frac{\partial(\bar{\Omega}_y H^3)}{\partial Y} \quad (8)$$

考虑惯性项的方程(8)中: $\varepsilon^x = \frac{a}{12u_e} \frac{p_h}{\eta_0} \left(\frac{\bar{\rho}H}{\bar{\eta}} \right)$, $\varepsilon^y = \frac{1}{k^2} \frac{a}{12u_e} \frac{p_h}{\eta_0} \left(\frac{\bar{\rho}H}{\bar{\eta}} \right)$, $\bar{\Omega}_x = \bar{I}_x'' - \frac{1}{2} \bar{\rho} \bar{I}_x'$, $\bar{\Omega}_y = \bar{I}_y'' - \frac{1}{2} \bar{\rho} \bar{I}_y'$, 且 $\bar{I}_x'' = \frac{\bar{\rho}}{\bar{\eta}} \int_0^1 \int_0^Z \int_0^Z \bar{I}_x dZ dZ dZ$, $\bar{I}_y'' = \frac{\bar{\rho}}{\bar{\eta}} \int_0^1 \int_0^Z \int_0^Z \bar{I}_y dZ dZ dZ$. 无量纲油膜厚度表达式如下:

$$H(X, Y) = H_0 + \frac{aX^2}{2R_x} + \frac{kY^2}{2aR_y} + D(X, Y) \quad (9)$$

式中: H_0 为无量纲刚体中心膜厚且 $H_0 = h_0/a$; R_x 和 R_y 分别为滚动体沿x方向和y方向的等效曲率半径. 无量纲弹性变形 $D(X, Y) = d(X, Y)/a$, $D(X, Y)$ 由Boussinesq积分计算求得:

$$D(X, Y) = \frac{kp_h}{\pi E'} \iint_{\Omega} \frac{P(X', Y')}{\sqrt{(X-X')^2 + k^2(Y-Y')^2}} dX' dY' \quad (10)$$

式中: E' 为下表面与滚动体的综合弹性模量, $1/E' = (1-\nu_1^2)/E_1 + (1-\nu_2^2)/E_2$, E_1 和 E_2 分别为下表面与滚动体的弹性模量, 它们的泊松比分别为 ν_1 和 ν_2 . $P(X', Y')$ 为已知点 (X', Y') 处的油膜压力. Ω 为椭圆接触的计算域.

润滑剂无量纲黏度 $\bar{\eta}$ 采用Roelands黏压关系式计算:

$$\bar{\eta} = \exp \left\{ (\ln \eta_0 + 9.67) \left[\left(1 + 5.1 \times 10^{-9} p_h P \right)^{21} - 1 \right] \right\} \quad (11)$$

式中: p_h 为最大赫兹接触压力; $z_1 = \alpha/[5.1 \times 10^{-9}(\ln \eta_0 + 9.67)]$, 其中 α 为Barus黏压系数.

润滑剂无量纲密度 $\bar{\rho}$ 采用Dowson-Higginson密度公式计算:

$$\bar{\rho} = 1 + \frac{A_1 p_h P}{1 + B_1 p_h P} \quad (12)$$

式中: A_1 取 $0.6 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{N}$, B_1 取 $1.7 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{N}$.

2 数值求解

基于建立的计入油膜惯性作用的椭圆接触弹流润滑模型, 采用FFT方法求解弹性变形, 采用复合直接迭代法求解压力^[18]. 求解模型时计算域为 $\{(X, Y, Z) | -4.5 \leq X \leq 1.5, -2 \leq Y \leq 2, 0 \leq Z \leq 1\}$. 由于椭圆接触中椭圆率大于1, y方向上的接触半宽更大, 故在y方向划分更密的网格, 因此在差分Reynolds方程求解时采用 128×512 的网格数. 在计算速度和惯性项有关系数时需要在z方向上的变化, 因此采用 $128 \times 512 \times 10$ 的网格节点数. 本文计算以深沟球轴承滚球与外滚道接触为例, 计算流程图如图2所示.

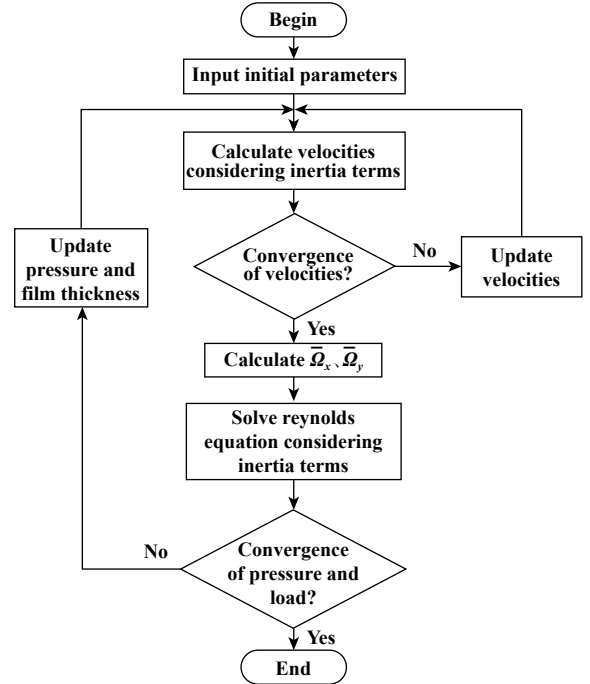


Fig. 2 Calculation flow chart

图 2 计算流程图

计入油膜惯性作用的椭圆接触弹流润滑模型的详细求解步骤如下:

步骤1. 给定载荷 F 、下表面速度 u_1 或卷吸速度 u_e 、滑滚比 S 及润滑剂初始黏度 η_0 等初始参数.

步骤2. 根据式(5)和(6)计算 \bar{I}_x 和 \bar{I}_y , 再由式(3)和(4)计算计入惯性作用的无量纲油膜速度 U 和 V .

步骤3. 根据式(13)判断速度 U 是否收敛:

$$\frac{\sum_{i=0}^{N_x} \sum_{j=0}^{N_y} \sum_{k=0}^{N_z} |U_{i,j,k}^n - U_{i,j,k}^{n-1}|}{\sum_{i=0}^{N_x} \sum_{j=0}^{N_y} \sum_{k=0}^{N_z} |U_{i,j,k}^n|} \leq \varepsilon_U \quad (13)$$

式中速度 U 收敛精度 ε_U 取 1.0×10^{-4} .

同时根据式(14)判断速度 V 是否收敛:

$$\frac{\sum_{i=0}^{N_x} \sum_{j=0}^{N_y} \sum_{k=0}^{N_z} |V_{i,j,k}^n - V_{i,j,k}^{n-1}|}{\sum_{i=0}^{N_x} \sum_{j=0}^{N_y} \sum_{k=0}^{N_z} |V_{i,j,k}^n|} \leq \varepsilon_V \quad (14)$$

式中速度 V 收敛精度 ε_V 取 1.0×10^{-4} . 如果 U 、 V 均收敛则进入步骤4, 否则更新速度返回第2步重新迭代. 式中 N_x 、 N_y 、 N_z 分别表示数值计算时 x 、 y 和 z 方向的网格节点数, n 表示本轮迭代, $n-1$ 表示上一轮迭代.

步骤4. 求出 \bar{I}'_x 、 \bar{I}'_y 、 \bar{I}''_x 和 \bar{I}''_y , 由此计算计入油膜惯性作用的Reynolds方程中的变量 $\bar{\Omega}_x$ 、 $\bar{\Omega}_y$.

步骤5. 通过FFT方法求解式(10)中的弹性变形, 通过复合直接迭代法求解计入惯性项影响的Reynolds方程(8)获得压力.

步骤6. 根据式(15)判断油膜压力是否满足收敛准则:

$$\frac{\sum_{i=0}^{N_x} \sum_{j=0}^{N_y} |P_{i,j}^n - P_{i,j}^{n-1}|}{\sum_{i=0}^{N_x} \sum_{j=0}^{N_y} |P_{i,j}^n|} \leq \varepsilon_P \quad (15)$$

式中压力的收敛精度 ε_P 取 1.0×10^{-4} . 若满足, 则进入第7步, 否则更新油膜压力返回第5步重新迭代.

步骤7. 根据式(16)判断润滑剂无量纲支撑载荷是否满足收敛准则:

$$\frac{|\bar{F}^n - \bar{F}^{n-1}|}{\bar{F}^n} \leq \varepsilon_F \quad (16)$$

式中载荷的收敛精度 ε_F 取 1.0×10^{-3} . 若满足, 则计算结束输出结果, 否则更新刚体中心膜厚返回第5步重新

迭代计算.

3 结果与讨论

3.1 有无惯性作用比较

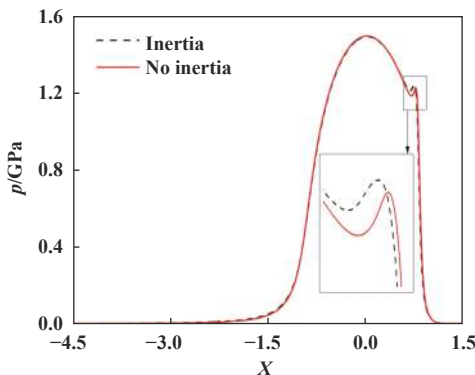
本研究中仿真计算参数参考深沟球轴承61 830, 其当量曲率半径 R_x 和 R_y 分别为5.3和130.0 mm, 椭圆率 k 为7.9, 滚动体与滚道的材料均为GCr15轴承钢, 其弹性模量和泊松比分别为207 GPa和0.29. 选用润滑剂初始黏度为0.050 Pa·s, 初始密度为992 kg/m³, 黏压系数为 1.85×10^{-8} m²/N. 以下研究结果均基于上述参数计算获得. 若无特殊说明, 默认滑滚比 S 为0. 为了更直观反映流体惯性对椭圆接触弹流润滑性能的影响, 作图时纵坐标使用有量纲单位.

图3给出了 $Y=0$ 平面上的有无惯性作用的结果对比. 从图3(a)中可以看出, 考虑油膜惯性作用后二次压力峰增大. 由图3(b)可以看出, 考虑油膜惯性作用后中心膜厚和最小膜厚均有所增大, 文献[19-20]中也有类似结论.

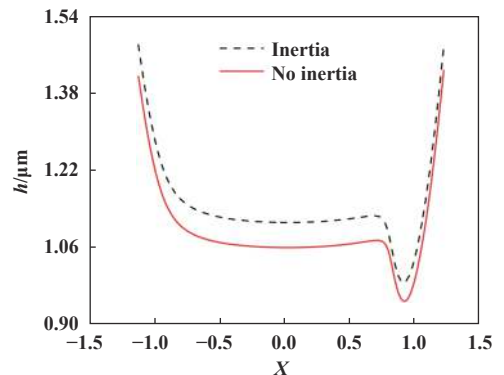
为更清楚地解释上述现象, 图4给出了上述工况下计入与不计入油膜惯性作用的油膜速度分布, 由图4(a)和图4(b)均可以看出, 油膜在入口区的速度均比较低, 并且发生了逆流. 在Hertz接触区油膜速度与卷吸速度基本相等, 由于油膜在接触区出口发生颈缩, 出口区附近油膜速度增大. 对比图4(a)和图4(b)可以发现, 计入油膜惯性作用后, 入口区的逆流现象更加明显, 范围扩大, 同时速度的最小值也由-1.0减小到-4.0 m/s; 颈缩位置处的最大油膜速度从16.3增大到16.4 m/s, 从而导致二次压力峰增大.

3.2 不同载荷下油膜惯性作用

图5给出了不同载荷 F 下有无油膜惯性作用的结



(a) Film pressure



(b) Film thickness

Fig. 3 Comparison of film pressure and film thickness between inertia and no inertia results ($F=500$ N, $u_e=10$ m/s)

图3 有无惯性作用油膜压力和膜厚比较 ($F=500$ N, $u_e=10$ m/s)

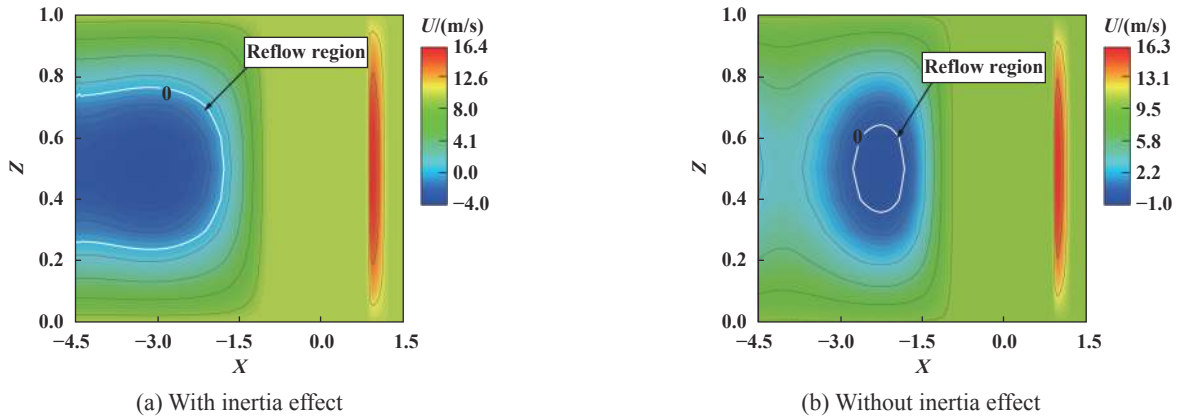


Fig. 4 Comparison of velocity distribution of film between inertia and no inertia results ($F=500\text{ N}$, $u_e=10\text{ m/s}$, $Y=0$)

图 4 有无惯性作用油膜速度分布对比 ($F=500\text{ N}$, $u_e=10\text{ m/s}$, $Y=0$)

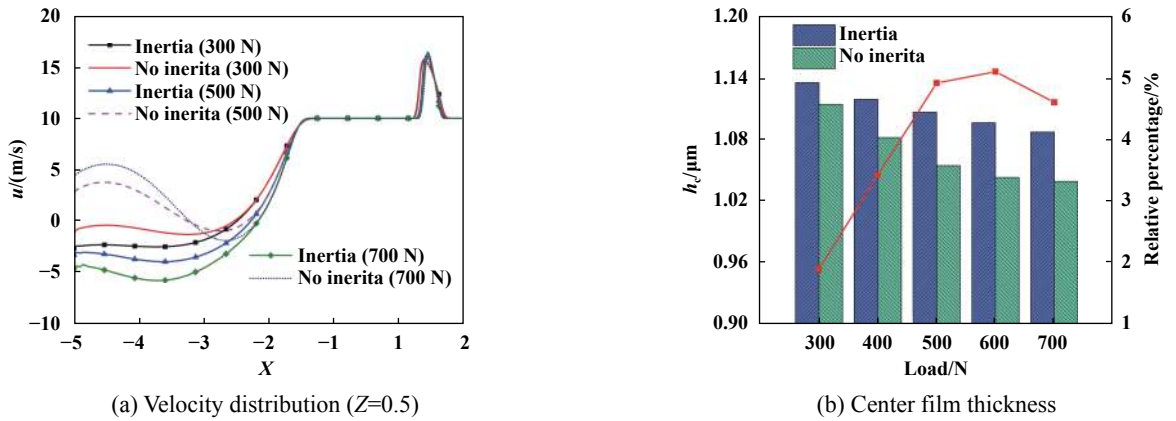


Fig. 5 Comparison of results under different loads between inertia and no inertia results ($u_e=10\text{ m/s}$)

图 5 不同载荷下有无油膜惯性作用结果对比 ($u_e=10\text{ m/s}$)

果对比。图5(a)为不同 F 下,考虑惯性项与不考虑惯性项的油膜速度,可以看出,不考虑惯性项的油膜速度在入口区先增大后减小,在油膜惯性作用的影响下,这个趋势变得更加平缓,而且油膜速度比不考虑惯性作用时更低。上述现象可由式(3)解释: $Re\frac{u^2}{\eta} \int_0^Z \int_0^Z \bar{I}_x dZdZ$ 项必定小于 $ReH^2\bar{I}_x Z$ 项,因此油膜惯性的作用对油膜速度呈负作用,考虑油膜惯性作用后入口区的油膜速度变小。在 $X > -1.5$ 时,经过入口区后油膜压力急剧增大,导致润滑剂黏度增大,以上两项的值差距变得不明显,这种作用几乎可以忽略不计,所以经过入口区后有无惯性作用的油膜速度几乎相等。

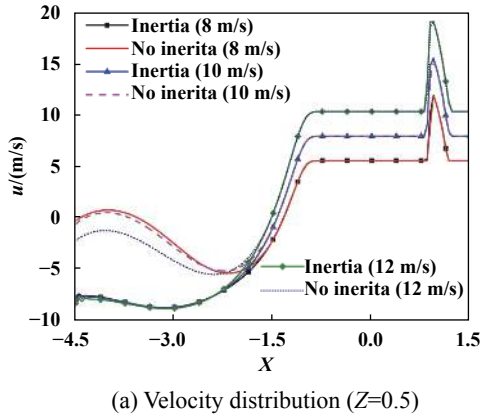
图5(b)为不同 F 下,计入与不计入油膜惯性作用的中心膜厚对比。从该图可以看出,随着 F 增大,中心膜厚减小。这是由于载荷增大导致挤压效应增强,所以油膜厚度减小。同时对比有无惯性作用的中心膜厚可以看出,在考虑油膜惯性作用下的中心膜厚大于不考虑油膜惯性下的中心膜厚。在500 N载荷下,有无油膜惯性影响的中心膜厚相差达到5.14%。这是由于油膜

的惯性力克服了润滑剂与上下表面间的黏性力,从而促进了油膜的流动,并最终导致油膜厚度增大。

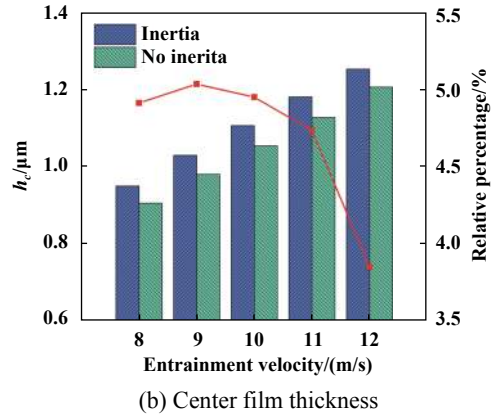
3.3 不同卷吸速度下油膜惯性作用

图6给出了不同卷吸速度 u_e 下有无油膜惯性影响的结果对比。图6(a)为有无油膜惯性影响的油膜速度。从该图可以看出,在入口区的油膜速度先增大后减小,甚至出现逆流;在靠近Hertz接触区,有无油膜惯性作用的油膜速度基本相同;在出口区由于油膜颈缩导致油膜速度发生突变,且 u_e 越大速度突变的幅值也越高。但在考虑油膜惯性影响后,入口区的油膜速度更低,且逆流区范围变大。因此在分析油膜速度时需要考虑油膜惯性的影响,进而可准确地分析油膜惯性对摩擦功耗等润滑性能的影响。

图6(b)给出了不同 u_e 下,考虑油膜惯性作用与不考虑油膜惯性作用中心膜厚的对比。从该图可以看出,随着 u_e 增大,动压效应增强,从而导致油膜厚度随之增大,在卷吸速度为9 m/s时,考虑油膜惯性作用后的中心膜厚比不考虑惯性作用下的中心膜厚增大了



(a) Velocity distribution ($Z=0.5$)



(b) Center film thickness

Fig. 6 Comparison of results under different velocities between inertia and no inertia results

图6 不同卷吸速度下有无惯作用结果对比($F=500\text{ N}$)

5.04%。文献[21]中也得到类似结论,但其未考虑惯性项对弹流润滑性能的影响。

3.4 不同滑滚比下油膜惯性作用

图7为下表面速度 u_1 为10 m/s时,不同滑滚比S的情况下中心膜厚的变化。从图7可以看出,随着S增大,中心膜厚减小,考虑惯性作用后中心膜厚最大增加了5.06%。这是由于S会影响润滑剂的运动速度,在 u_1 一定的情况下,S越大, u_e 越低,从而导致中心膜厚随之减小,这符合上一节得到的规律。图8为 $X=0$ 平面的油膜压力对比,从图8可以看出,考虑润滑剂惯性作用后油膜的二次压力峰有所增大。

3.5 不同润滑剂初始黏度下油膜惯性作用

润滑剂的参数也会直接影响轴承的弹流润滑性能。图9为不同润滑剂初始黏度 η_0 的情况下,有无油膜惯性作用的中心膜厚的变化。从图9可以看出,随着 η_0 增大,考虑油膜惯性作用与不考虑油膜惯性作用的油膜厚度都有所增大,但考虑油膜惯性的中心膜厚依

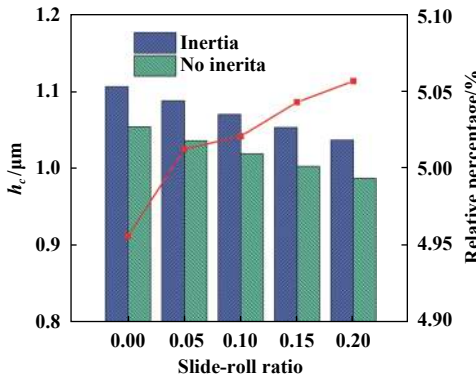


Fig. 7 Center film thicknesses under different slide-roll ratios($F=500\text{ N}$, $u_1=10\text{ m/s}$)

图7 不同滑滚比下有无惯性作用中心膜厚对比($F=500\text{ N}$, $u_1=10\text{ m/s}$)

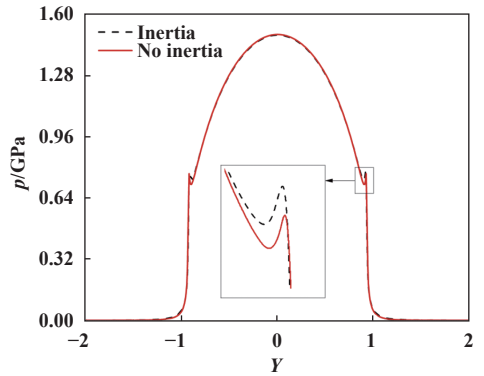


Fig. 8 Pressure under different slide-roll ratios($F=500\text{ N}$, $u_1=10\text{ m/s}$, $S=0.1$, $X=0$)

图8 有无惯性作用油膜压力对比($F=500\text{ N}$, $u_1=10\text{ m/s}$, $S=0.1$, $X=0$)

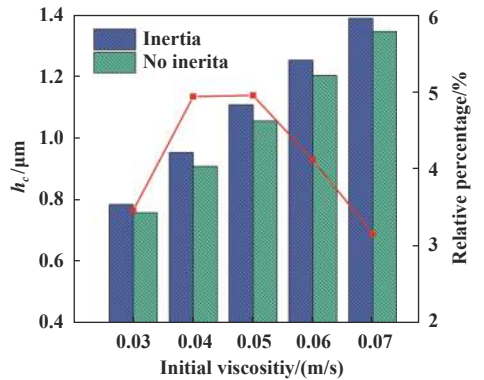


Fig. 9 Center film thicknesses under different initial viscosities ($F=500\text{ N}$, $u_e=10\text{ m/s}$)

图9 不同初始黏度下有无惯性作用时中心膜厚的对比 ($F=500\text{ N}$, $u_e=10\text{ m/s}$)

然大于不考虑惯性项的中心膜厚,在润滑剂初始黏度为0.050 Pa·s时中心膜厚相差达4.96%。

3.6 试验验证

为验证上述结论,使用油膜厚度测试仪对点接触

($k=1$ 的椭圆接触)情况下的中心膜厚进行测量. 根据光干涉原理测量钢球与玻璃盘在油润滑条件下的中心膜厚, 仪器测量误差在0.5%以内, 试验结果为4次测量的平均值. 试验使用的钢球直径为22.225 mm, 其弹性模量和泊松比分别为207 GPa和0.29; 玻璃盘的弹性模量和泊松比分别为88 GPa和0.215. 试验使用的润滑剂为4106和4050合成航空润滑油, 它们的初始黏度分别为0.050和0.049 Pa·s, 黏压系数分别为 1.85×10^{-8} 和 $2.02 \times 10^{-8} \text{ m}^2/\text{N}$. 试验时保证玻璃盘轨道和滚球无明显划痕, 更换润滑油进行试验时均使用无水乙醇对设备进行清洗, 确认无润滑油污染再进行下一步试验.

图10给出试验测得的中心膜厚与仿真结果的对比. 图10(a)、图10(b)分别反映了4050合成航空润滑油在

50 N和60 N两种载荷下的中心膜厚对比. 在试验开始阶段, 由于润滑剂卷吸速度较低, 动压效应不明显, 油膜厚度较小, 滚球和玻璃盘的表面形貌等因素可能会对试验结果造成较大的影响, 所以在卷吸速度较小时试验测得的膜厚与仿真结果之间的规律不明显. 随着卷吸速度增大, 动压效应增强, 进一步导致中心膜厚增大. 对比图10(a~b)中3条曲线可以发现, 考虑惯性项影响后的中心膜厚要大于不考虑惯性影响的中心膜厚, 而且此时与试验测量的中心膜厚更加接近, 少许的差异可能是粗糙度产生的热效应计算中没有被考虑.

图10(c)给出了50 N载荷下, 4106航空润滑油的中心膜厚试验结果与有无惯性项的仿真结果对比. 同4050润滑油类似, 发现考虑了油膜惯性的影响后, 润

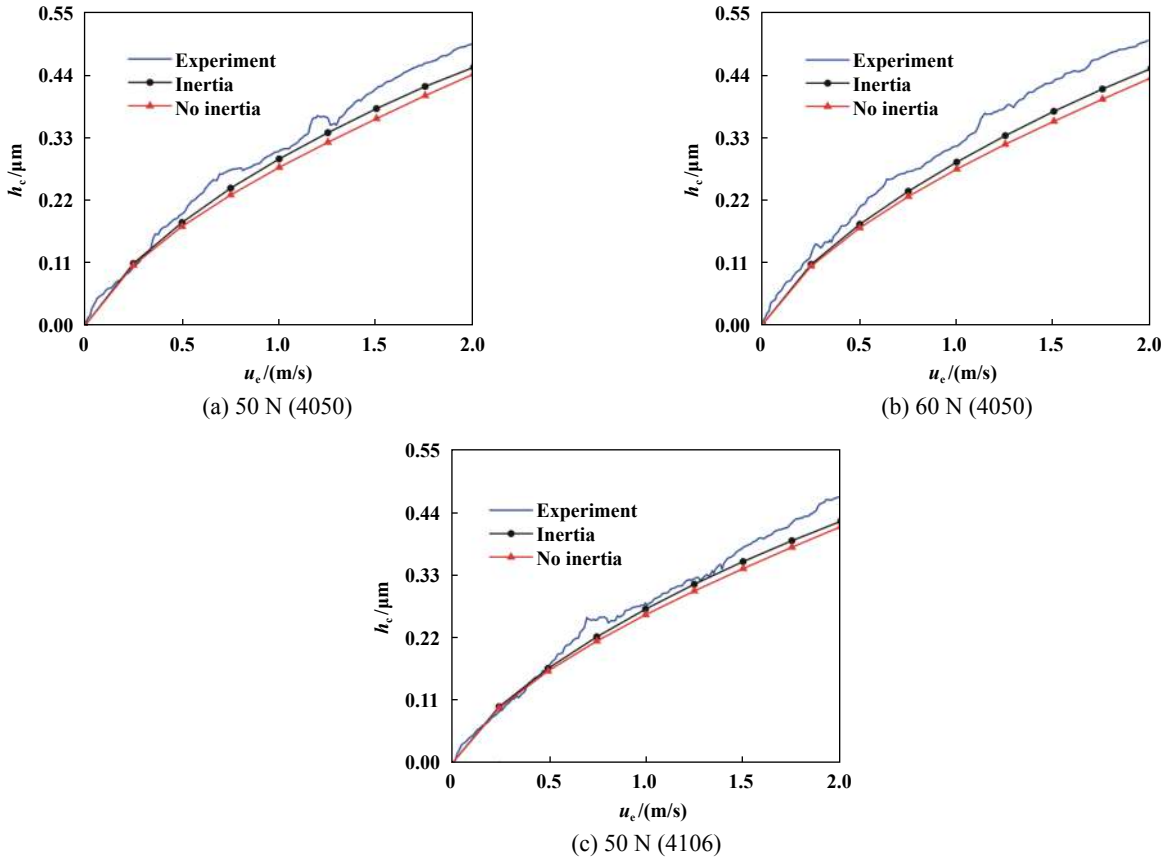


Fig. 10 Comparison of center film thickness of aviation lubricating oil between experiment and simulation results

图 10 航空润滑油试验与仿真中心膜厚对比

滑剂的中心膜厚与试验结果也更加接近. 上述试验结果验证了前期仿真结果的正确性.

4 结论

a. 考虑油膜惯性作用后, 椭圆接触入口区油膜的速度变小, 逆流速度幅值变大, 且逆流区范围变大.

b. 与不考虑油膜惯性作用的情况相比, 计入油膜惯性作用后油膜的二次压力峰增大.

c. 计入油膜惯性作用后, 油膜厚度有所增大. 当载荷从300 N增加到700 N时, 中心膜厚最大增加了5.14%.

d. 球-盘试验表明, 与不考虑油膜惯性作用的仿

真结果比较,考虑油膜惯性作用后仿真得到的中心膜厚更加接近试验结果。

参考文献

- [1] Yin Changlei, Yang Peiran. Analysis of oil conditions for EHL in elliptical contacts[J]. *Tribology*, 2007, 27(2): 147–151 (in Chinese) [尹昌磊, 杨沛然. 椭圆接触弹性流体动力润滑的供油条件分析[J]. *摩擦学学报*, 2007, 27(2): 147–151]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2007.02.011](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2007.02.011).
- [2] Pu Wei, Wang Jiayu, Zhou Guangwu, et al. Progressive mesh densification (PMD) method in elastohydrodynamic lubrication of elliptical contacts with arbitrary entrainment[J]. *Journal of XI'AN Jiaotong University*, 2014, 48(9): 95–100 (in Chinese) [蒲伟, 王家序, 周广武, 等. 卷吸速度方向与椭圆短轴成一夹角的弹流润滑渐进网格加密算法[J]. *西安交通大学学报*, 2014, 48(9): 95–100]. doi: [10.7652/xjtxxb201409016](https://doi.org/10.7652/xjtxxb201409016).
- [3] Zhang Yu, Xie Liyang, Hu Zhiyong, et al. Analysis of elastohydrodynamic lubrication friction of rolling element bearing[J]. *Journal of Northeastern University(Natural Science)*, 2015, 36(7): 1000–1004 (in Chinese) [张宇, 谢里阳, 胡智勇, 等. 弹性流体动力润滑状态下滚动轴承摩擦的分析[J]. *东北大学学报(自然科学版)*, 2015, 36(7): 1000–1004]. doi: [10.3969/j.issn.1005-3026.2015.07.019](https://doi.org/10.3969/j.issn.1005-3026.2015.07.019).
- [4] Pu W, Wang J X, Zhou G W, et al. Effect of surface topography associated with arbitrary velocity direction on the lubrication film thickness in elliptical contacts[J]. *Industrial Lubrication and Tribology*, 2018, 70(2): 444–452. doi: [10.1108/ILT-09-2016-0206](https://doi.org/10.1108/ILT-09-2016-0206).
- [5] Ali F, Ivan K, Hartl M. Mechanism for controlling oil replenishment in starved elliptical EHL contacts[J]. *Tribology Letters*, 2015, 60(3): 37. doi: [10.1007/s11249-015-0616-0](https://doi.org/10.1007/s11249-015-0616-0).
- [6] Wang Xuefeng, Guo Feng, Hu Rufu, et al. Experimental observation of cavitation in elliptical EHL contacts[J]. *Tribology*, 2013, 33(3): 298–303 (in Chinese) [王学锋, 郭峰, 胡如夫, 等. 椭圆接触弹流润滑气穴现象的试验观察[J]. *摩擦学学报*, 2013, 33(3): 298–303]. doi: [10.16078/j.tribology.2013.03.012](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2013.03.012).
- [7] Ai Siyuan, Wang Wenzhong, Zhao Ziqiang. Analysis of the effect of oil supply time on elastohydrodynamic lubrication performance under oil - air condition[J]. *Tribology*, 2015, 35(1): 1–7 (in Chinese) [艾思源, 王文中, 赵自强. 油气条件下供油时间对弹流润滑性能的影响分析[J]. *摩擦学学报*, 2015, 35(1): 1–7]. doi: [10.16078/j.tribology.2015.01.001](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2015.01.001).
- [8] Lu C Y, Liu S J. A fatigue life prediction method of rolling bearing under elliptical contact elastohydrodynamic lubrication[J]. *Journal of Southeast University (English Edition)*, 2017, 33(1): 46–52.
- [9] Lu Zunyou, Lv Yanjun, Zhang Yongfang, et al. Micro thermal elastohydrodynamic lubrication analysis of angular contact ball bearing considering thermal elastic deformation[J]. *Tribology*, 2018, 38(3): 299–308 (in Chinese) [路遵友, 吕延军, 张永芳, 等. 考虑热弹性变形的角接触球轴承微观热弹流分析[J]. *摩擦学学报*, 2018, 38(3): 299–308]. doi: [10.16078/j.tribology.2018.03.007](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.03.007).
- [10] Liu X L, Ma M M, Yang P R, et al. A new method for Eyring shear-thinning models in elliptical contacts thermal elastohydrodynamic lubrication[J]. *Journal of Tribology-Transactions of the ASME*, 2018, 140.
- [11] Liu Benhai. The elastohydrodynamic lubrications analysis of emulsion-lubricated composite plastic bearing[D]. Qingdao: Qingdao University of Technology, 2009(in Chinese) [刘本海. 乳化液润滑复合塑料轴承的弹流润滑分析[D]. 青岛: 青岛理工大学, 2009].
- [12] Roma M, Mullera S. A new model for textured surface lubrication based on a modified Reynolds equation including inertia effects[J]. *Tribology International*, 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.12.030>
- [13] Fan T S, Hamzehlouia S, Behdinin Kamran. The effect of lubricant inertia on fluid cavitation for high-speed squeeze film dampers[J]. *Journal of Vibroengineering*, 2017, 19(8): 6122–6134. doi: [10.21595/jve.2017.19314](https://doi.org/10.21595/jve.2017.19314).
- [14] Javorova J, Alexandrov V. Effects of fluid inertia and bearing flexibility on the performance of finite length journal bearing[J]. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*, 2017, 174(1): 012039.
- [15] Lin X H, Jiang S Y, Zhang C B, et al. Thermohydrodynamic analysis of high speed water-lubricated spiral groove thrust bearing considering effects of cavitation, Inertia and Turbulence[J]. *Tribology International*, 2018, 119: 645–658. doi: [10.1016/j.triboint.2017.11.037](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.11.037).
- [16] Yang Peiran. Numerical analysis of fluid lubrication[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1998(in Chinese) [杨沛然. 流体润滑数值分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 1998].
- [17] Hamzehlouia S, Behdinin K. A study of lubricant inertia effects for squeeze film dampers incorporated into high-speed turbomachinery[J]. *Lubricants*, 2017, 5(4): 43–48. doi: [10.3390/lubricants5040043](https://doi.org/10.3390/lubricants5040043).
- [18] Pu Wei, Wang Jiayu, Zhu Dong, et al. Semi-system approach in elastohydrodynamic lubrication of elliptical contacts with arbitrary entrainment[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2014, 50(13): 106–112 (in Chinese) [蒲伟, 王家序, 朱东, 等. 卷吸速度为任意方向的椭圆接触弹流润滑复合迭代解法[J]. *机械工程学报*, 2014, 50(13): 106–112].
- [19] Dong Ning, Zhang Yongbin, Wang Youqiang, et al. Analysis of the thermal elastohydrodynamic lubrication property of water lubrication tenmat bearing with considering the liquid inertial force[J]. *Journal of Mechanical Transmission*, 2016, (5): 105–109 (in Chinese) [董宁, 张永彬, 王优强, 等. 考虑流体惯性力的水润滑飞龙轴承热弹流润滑性能分析[J]. *机械传动*, 2016, (5): 105–109].
- [20] Shi Xiujiang, Wang Youqiang. Thermal elastohydrodynamic lubrication analysis on journal bearing lubricated by water-based ferrofluid with inertial force[J]. *Lubrication engineering*, 2012, 37(12): 39–42 (in Chinese) [史修江, 王优强. 考虑惯性力的水基磁流体润滑滑动轴承热弹流润滑分析[J]. *润滑与密封*, 2012, 37(12): 39–42]. doi: [10.3969/j.issn.0254-0150.2012.12.010](https://doi.org/10.3969/j.issn.0254-0150.2012.12.010).
- [21] Cui Weiqin, Zhao Ziqiang, Zhang Yaoguang, et al. Analysis for mechanism of ehl behavior at high speeds in ball-on-ring contacts in tractive rolling mode[J]. *Tribology*, 2018, 38(6): 619–625 (in Chinese) [崔伟勤, 赵自强, 张耀光, 等. 牵引模式下球环点接触高速弹流润滑行为机理分析[J]. *摩擦学学报*, 2018, 38(6): 619–625]. doi: [10.16078/j.tribology.2018055](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018055).

DOI: 10.16078/j.tribology.2019076

基于界面超分子主客体识别作用的 仿生自修复水润滑研究

魏鑫^{1,2}, 徐蓉年^{2,4}, 蔡美荣², 吴杨^{2,3*}

(1. 山东大学化学与化工学院 胶体与界面化学教育部重点实验室, 山东 济南 250100;

2. 中国科学院兰州化学物理研究所 固体润滑国家重点实验室, 甘肃 兰州 730000;

3. 青岛市资源化学与新材料研究中心, 山东 青岛 266100;

4. 中国科学院大学, 北京 100049)

摘要: 通过界面超分子主客体识别作用, 成功地将端金刚烷基聚甲基丙烯酸3-磺酸丙酯钾分子组装到接枝环糊精分子的硅片表面; 通过原子力显微镜, 表面元素分析, 膜厚变化, 表面润湿特性等手段证实该聚合物的成功组装. 通过摩擦试验证实: 表面组装端金刚烷基聚甲基丙烯酸3-磺酸丙酯钾分子后, 在轻载条件下, 具有极低的摩擦系数, 呈现流体润滑状态; 而在高载荷条件下, 可能是由于表面组装的聚合物被部分剪切掉而呈现较高的摩擦系数. 更重要的是, 基于这种超分子作用间的可逆的非共价相互作用, 该表面可呈现一种自修复的润滑效果, 即在部分端金刚烷基聚甲基丙烯酸3-磺酸丙酯钾分子被剪切掉后, 在客体大分子稀溶液中自组装后可再次获得低摩擦系数状态.

关键词: 水润滑; 超分子; 主客体识别; 低摩擦系数; 自修复

中图分类号: TH117.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0593-08

Bionic Self-Healing Aqueous Lubrication Based on Interfacial Supramolecular Host-guest Interaction

WEI Xin^{1,2}, XU Rongnian^{2,4}, CAI Meirong², WU Yang^{2,3*}

(1. Key Laboratory of Colloid and Interface Chemistry of the Ministry of Education, School of Chemistry and Chemical Engineering, Shandong University, Shandong Jinan 250100, China

2. State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Gansu Lanzhou 730000, China

3. Qingdao Center of Resource Chemistry and New Materials, Shandong Qingdao 266100, China

4. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

Abstract: In this study, the adamantyl poly 3-sulfopropyl methacrylate potassium was successfully assembled onto the surface of cyclodextrin through the supramolecular host-guest recognition. The micro-topography, chemical composition, thickness and wettability of surface were detected to confirm the successful recognition and assembly. The frictional experiment of hydrophilic supramolecular substrate was implemented by reciprocating friction testing machine. The friction results showed an ultralow friction coefficient after assembling hydrophilic polymer ended with guest molecule under low load condition, but the friction coefficient became high under high load condition because the hydrophilic polymer may be sheared off from the supramolecular interface. More importantly, the surface not only owned ultralow friction coefficient but showed recoverability when friction failed under high load because of the non-

Received 29 April 2019, revised 24 May 2019, accepted 24 June 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: yangwu@licp.cas.cn, Tel: +86-18769780696.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (51605470, 21434009) and the Foreign Cooperation Project of CAS(121B62KYSB20170009).

国家自然科学基金项目(51605470, 21434009)和中国科学院海外合作项目(121B62KYSB20170009)资助..

covalent interaction between the guest and host groups.

Key words: aqueous lubrication; supramolecular; host-guest interaction; low friction coefficient; recoverability

Due to the special modulus of articular cartilage and the bottle-brush like protein macromolecules in synovial fluid, human joints tend to exhibit an ultra-low coefficient of friction (COF 0.001~0.03)^[1,2]. Bioinspired from the lubrication of articular cartilage, researchers have developed a series of aqueous lubrication materials such as hydrogels^[3-5], surfaces grafted with polymer brushes^[6-8], hydrophilic biomacromolecules^[9-10], micro-hydrogel^[11-12] and so on. Among them, the hydrophilic polymer brush surface grafted from a solid substrate is an effective method to constructing aqueous lubrication materials. Professor Klein has assembled the polymethyl methacrylate-poly(methyl methacrylate epoxide sulfonate) (pMMA-SGMA) brush onto mica surface by molecular hydrophobic interaction and studied the friction behaviors of assembled surface by surface force apparatus. The lubrication mechanism of grafted polymer brush surface was the first to reveal that the hydrophilic polymer brush surface produces osmotic pressure repulsion in the water environment and prevents the intertwining and shearing of the polymer chains to reduce the viscous dissipations during friction process^[13]. Prof. Spencer and his cooperators also have modified the positively charged polylysine-polyethylene glycol onto the silicon surface by electrostatic interaction, and the tribological behavior of the surface polymer brush in different solvent environments were studied by atomic force microscopy technique. The relationship between the swelling degree of polymer brushes and the friction coefficient was revealed, namely, in a good solvent (water), water molecules strongly bind with PEG chains through hydrogen bonding and polar interactions. The hydrated PEG chains exhibit low friction, and the combined solvent molecules are not easily squeezed out under compression. However, in a poor solvent, the PEG chains experience progressively collapsed conformation change and exclusion of solvent molecules because of weak hydrogen bonding and polar interactions, which lead to a less fluid interface and thus more energy is

dissipated during sliding motion^[14]. Our group also studied the aqueous lubrication of polymer brush surface systematically and revealed the relationship between surface wettability and its lubrication characteristic that provides new ideas for designing and preparing controllable surface lubrication materials^[15-16]. The ionic polymer brush was grafted from solid surface by surface-initiated atom transfer radical polymerization (SI-ATRP), and the counterions of polymer brushes were exchanged by others bulky ions for changing the surface hydrophobicity and the surface friction coefficient^[17-19]. The swelling degree of the ion brush is adjusted under different concentrations of salt solution by ionic charge shielding effect to realize friction coefficient regulation^[20].

In this work, the hydrophilic macromolecules were anchored to the solid surface by the interfacial supramolecular host-guest interaction, and the macroscopic tribological behavior of the surface in aqueous environment was studied by reciprocating friction tester. Because of the hydrophilic guest polymer infusion, the lubrication properties of surface improved tremendously under low applying load in aqueous surrounding. But with the increasing of apply load, the interfacial friction coefficient also raised because the hydrophilic guest polymer may be sheared off from host surface. But it is because of its non-covalent bond supramolecular interaction, the surface has self-healing lubricating property, namely, the worn host-guest surface will recognize and assemble the guest hydrophilic polymer to achieve ultralow friction coefficient.

1 Experiment

1.1 Materials and Chemicals

Monocrystalline silicon wafer (p-type, Suzhou Ruicai Semiconductor Co, Ltd), 3-glycidioxypropyltrimethoxysilane (97%, Beijing J&K Technology Co, Ltd), aminocyclodextrin (97% Binzhou Zhiyuan Bio Technology Co, Ltd), Potassium 3-sulfonate propyl-

methacrylate (97%, Beijing J&K Technology Co, Ltd), 2-bromoisobutyryl bromide (97%, Energy Chemical Technology), adamantane methanol (98%, Beijing J&K Technology Co, Ltd), bipyridyl (Shanghai Kefeng Industrial Co, Ltd), cuprous bromide (Tianjin Komio Chemical Reagent Co, Ltd), methanol, ethanol and acetic acid are supplied by Tianjin Komio Chemical Reagent Co, Ltd. Except that cuprous bromide was refluxed with acetic acid for 4 h, the other reagents were used without any treatment.

1.2 Preparation of Guest Macromolecules

Adamantyl 2-bromoisobutyrate is obtained by reacting 2-bromoisobutyryl bromide with adamantane methanol in dichloromethane. The terminal adamantyl polymethyl methacrylate propyl sulfonate (PSPMA-AD) is prepared by the ATRP method using amantadine 2-bromoisobutyrate as an initiator and methanol/water as a solvent.

1.3 Preparation of hydrophilic supramolecular surface

Silicon wafer was treated by oxygen plasma for 3 min to remove surface organic pollutants, and the 3-glycidoxypropyltrimethoxysilane (0.5%) in methanol was spin-coated to the surface. The surface of the silicon wafer was heated in an oven at 80 °C for 2 h to obtain the substrate covered with epoxy groups. The epoxy-modified silicon wafer was immersed in DMF solution of aminocyclodextrin (1 mg/ml). After standing at room temperature for 24 h, it was taken out and rinsed with

ethanol to obtain a surface of a silicon substrate modified with cyclodextrin molecules. The cyclodextrin modified silicon wafer was placed in an aqueous solution of PSPMA-AD (1 mg/ml) overnight, and rinsed with purified water, and blown dry with nitrogen to obtain a guest macromolecular modified surface. The preparation process is shown in Fig.1.

1.4 Characterization

The chemical composition of the sample was characterized by X-ray photoelectron spectroscopy (XPS), and the measurement was carried out on an ESCALAB 250xi spectrometer (Thermon Scientific, USA) by using Al K α radiation. The binding energy of C1s (284.8 eV) was used as the reference. Static and dynamic contact angles (CAs) were measured using a DSA-100 optical contact angle meter (Krüss Company, Germany) at ambient temperature (25 °C). A droplet of 5 μ L of deionized water was used as the probe liquid to obtain the static contact angle, and the average CAs were measured at three different positions on the sample. The thickness of the polymer layer was measured using a spectroscopic ellipsometer (Gaertner model L116E) equipped with a He-Ne laser source ($\lambda = 632.8$ nm) at a fixed angle of incidence of 50°. The refractive index of polymer film was 1.5. Surface topography images were obtained using an atomic force microscope (AFM) (Agilent 5 500) in tapping mode with a commercially available type-II MAC lever, of which the nominal force constant was 2.8 N/m. The friction test during aqueous-

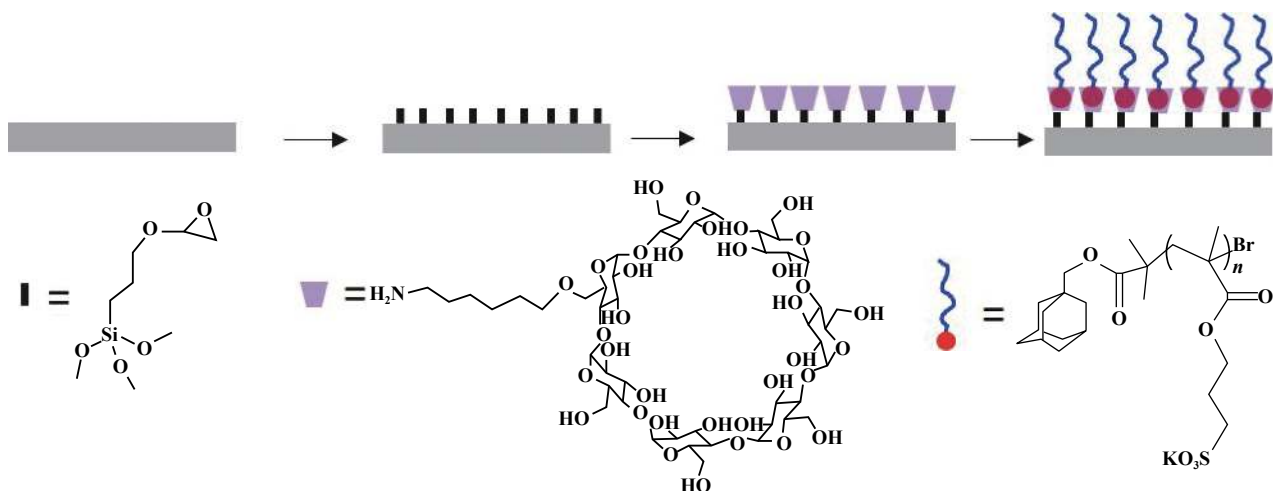


Fig. 1 The preparation process of host-guest supramolecular interfacial material

lubricated sliding was carried out on the conventional pin-on-disk reciprocating tribometry apparatus (MFT-R4000, HuaHui, Lanzhou) by acquiring the friction coefficient (μ) at different loads and frequencies. These pins are elastomeric poly(dimethylsiloxane) (PDMS) hemispheres with a diameter of 6 mm, and they were prepared by a commercial silicone elastomer kit (SYLGARD 184 silicone elastomer, base and curing agents, Dow Corning, Midland, MI); the weight ratio of the base and curing agents was 10:1. A polystyrene cell culture plate with a round-shaped well (Siqi Biotechnology, Beijing) was used to prepare the hemisphere PDMS pins as a mold. The mixtures were put into the mold after removing bubbles and then incubated in a 70 °C oven for 4 h. Each sample was measured at least three times at different positions to get the mean value.

2 Results and discussion

Different chemical composition of the solid surface usually has different microstructure, and it is generally characterized by atomic force microscopy. Fig.2 shows the AFM image of a silicon surface at various steps of the hydrophilic supramolecular surface preparation process. Fig.2(a) is the AFM image of clean silicon wafer surface. It can be seen that the surface of the silicon wafer has obvious undulating gully and the

roughness is 0.67 nm. Fig.2(b) is the surface of the modified cyclodextrin molecule. Compared to the Fig.2(a), the dense spots in Fig.2(b) appears which can be attributed to the cyclodextrin aggregate. Due to the large amount of hydroxyl groups on the outside of the cyclodextrin, a large number of hydrogen bonds can be formed between the cyclodextrin molecules to aggregate, and the surface roughness is also increased to 0.95 nm. Fig.2(c) shows the surface AFM image after assembly of the hydrophilic guest macro- molecule. Compared with Fig.2(b), the surface bright spot density is significantly reduced, indicating that the number of surface cyclodextrin aggregates is reduced. The terminal adamantane poly(methyl methacrylate) 3-sulfonate bound to the cyclodextrin and destroyed the hydrogen bond between the cyclodextrin molecules. The long polymer chain of poly(methyl methacrylate) 3-sulfonate covered most of the cyclodextrin molecules, and the surface roughness was also reduced to 0.73 nm. The AFM morphology and roughness confirmed the successful modification of cyclodextrin and adamantyl macromolecules. To further demonstrate the successful modification of cyclodextrin and adamantyl macromolecules, the surface chemical composition was characterized by XPS technique. As shown in Fig.3, the surface of the silicon wafer after modification of the cyclodextrin molecule has a characteristic peak at 400.1 eV,

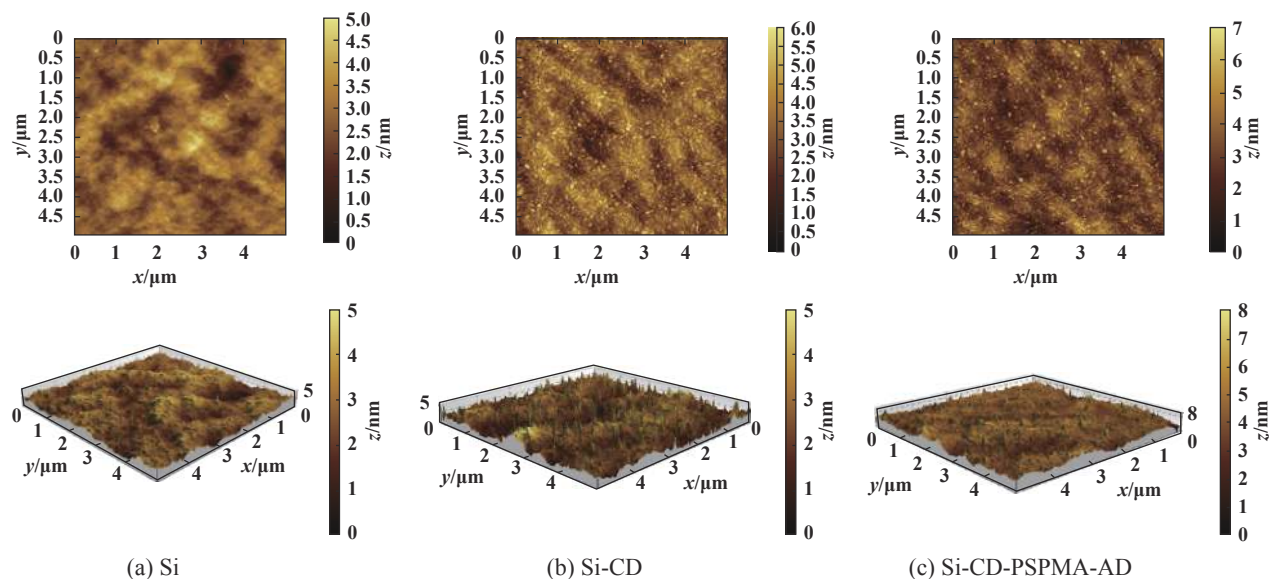


Fig. 2 The AFM images of (a) Si, (b) Si-CD and (c) Si-CD-PSPMA-AD substrates

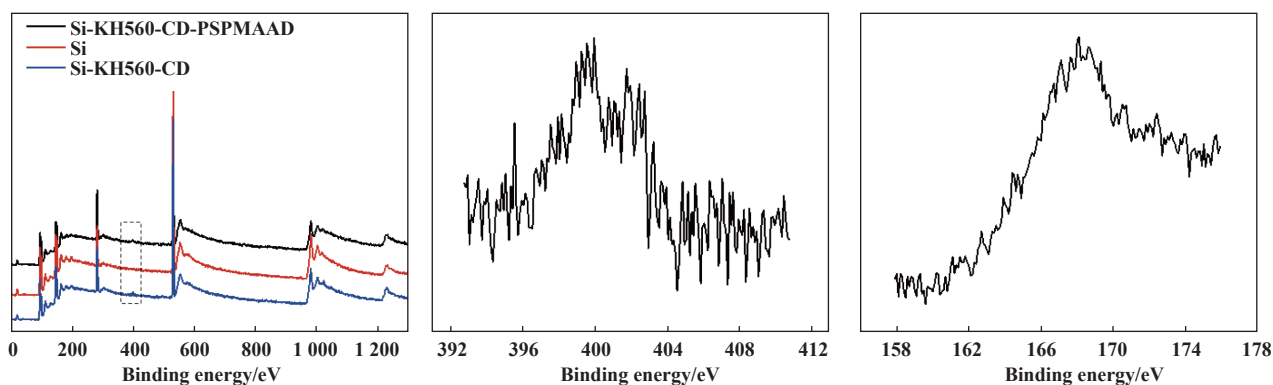


Fig. 3 The XPS (a) full spectrum and (b) N, (c) S fine spectrum of various substrates

which can be attributed to the signal peak of the nitrogen element of aminocyclodextrin. A distinct peak at 168.0 eV also appeared after assembling PSPMA-AD, which can be attributed to the sulfur element signal peak in the terminal adamantyl polymethyl methacrylate 3-sulfonate potassium. Each surface XPS analysis also have confirmed the successful modification of the cyclodextrin and guest macromolecules on the surface.

Molecular modification also affects the surface thickness. As shown in Fig.4(a), the change in thickness of the substrate at different preparation process were measured by an ellipsometer. The thickness of the clean silicon wafer is 20.5 nm, which is mainly the thickness of the silicon oxide layer of wafer. After the spin-coating of the dilute solution of 3-glycidyloxypropyltrimethoxysilane, the thickness of the silicon wafer increases 4 nm to 24.5 nm. It is may be mainly caused by 3-glycidyl-oxypopyl trimethoxysilane multilayer cross-linking during the spin coating process. After modifying the cyclodextrin, the surface thickness of the silicon wafer is

increased by 1.6 nm that matches the size of the cyclodextrin. The result indicates that the cyclodextrin molecule is grafted on the surface with monolayer modification. Further modification of the terminal adamantyl poly(methyl methacrylate) propyl sulfonate molecule, the surface thickness increases 5.1 nm to 31.2 nm, which indicates this hydrophilic guest polymer molecule assembly successfully. Surface wettability is closely related to surface chemistry, and also can be used to demonstrate successful modification. As shown in Fig.4, the contact angle of the silicon wafer after the oxygen plasma treatment is less than 10°, and the superhydrophilic state is exhibited because of abundant silicon hydroxyl on wafer surface after the oxygen plasma treatment. After the modification of the 3-glycidyloxypropyltrimethoxysilane molecule, the surface contact angle is increased to 49.8°. It is mainly because the epoxy is a hydrophobic group. After modifying the cyclodextrin molecule, the surface contact angle is reduced to 36.4°, which is mainly because the large

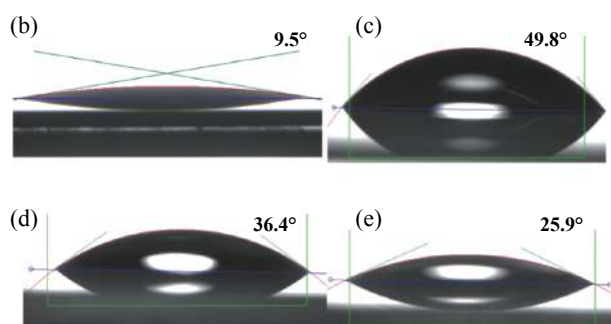
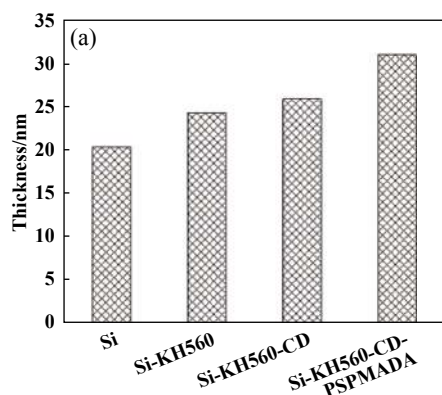


Fig. 4 The (a) thickness and wettability of various substrates, (b) Si, (c) Si-KH560, (d) Si-KH560-CD, (e) Si-KH560-CD-PSPMAAD

amount of hydroxyl groups on the outer side of the cyclodextrin lead to the cyclodextrin hydrophilic characteristic of outer wall. After assembly of the guest macromolecule, the surface contact angle is further reduced to 25.9° , mainly because the guest macromolecule is a water-soluble polymer, and the sulfonic acid group can be combined with a plurality of water molecules to achieve a high degree of hydration. It is also the main reason for the low friction coefficient of the surface after the subsequent assembly of guest macromolecules.

The tribological properties of the surface were completed by a MFT-R4000 high-speed reciprocating friction tester. The silicone rubber hemisphere with diameter of 6 mm was selected as frictional pair. The friction experiment was carried out in the dilute adamantyl polymethyl methacrylate 3-sulfonate potassium aqueous solution. The friction curve of the modified hydrophilic guest macromolecule surface is shown in Fig.5(a). The friction coefficient is about 0.05 under 0.2 N load. While for the Si-KH560 surface without cyclodextrin molecules, the friction coefficient is above 0.6 under the same friction test conditions. The difference of friction coefficient between the two substrates is more than 10 times. The change of surface friction coefficient before and after modification of cyclodextrin fully reflects the role of cyclodextrin molecules in surface recognition and assembly. Cyclodextrin molecules acted as anchors to bond the hydrophilic guest macromolecules on the silicon surface and highly hydrated in the water environment to form a

lubricating film, which greatly reduces the surface friction coefficient. But the surface without modifying the cyclodextrin molecule can not effectively anchored the hydrophilic macromolecule, which leads to a large friction coefficient.

The friction coefficient of the supramolecular surface also have related to the friction time. Fig.5(b) shows the dependence of friction coefficient on time under the load condition of 0.8 N. It can be seen that the surface friction coefficient is only 0.05 during the initial 45 s, and then the surface friction coefficient increases sharply to about 0.1. At last, the friction coefficient increase to about 0.2 slowly with time extends. This phenomenon could be because by the continuously shear off of the PSMMA-AD molecules from host surface during the rubbing process. When the amount of the polymer being sheared reaches a certain level, the surface friction coefficient has increased dramatically. Since the supramolecular host-guest interaction is a non-covalent bond interaction, the strength of the interaction is lower than the covalent bond, which results in weak binding strength of the guest macromolecule on the host surface. Under high load and long-term friction conditions, the guest molecule adamantane is easily extracted from the cyclodextrin molecule and destroyed the hydrophilic polymer layer.

Fig.6(a) is the change of the friction coefficient of the host-guest surface under different loads. It can be seen that the surface friction coefficient increases gradually from the lowest 0.05 to 0.22 with the applying load increases. The assembled hydrophilic macro-

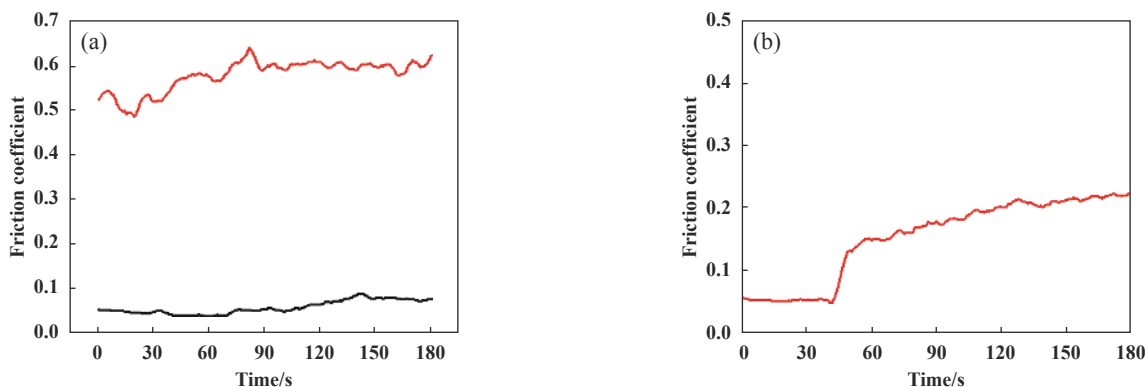


Fig. 5 (a) The friction coefficient of Si substrates before and after modifying with CD molecules under 0.2 N load, (b) the variation trend of friction coefficient during long time friction under 0.8 N load

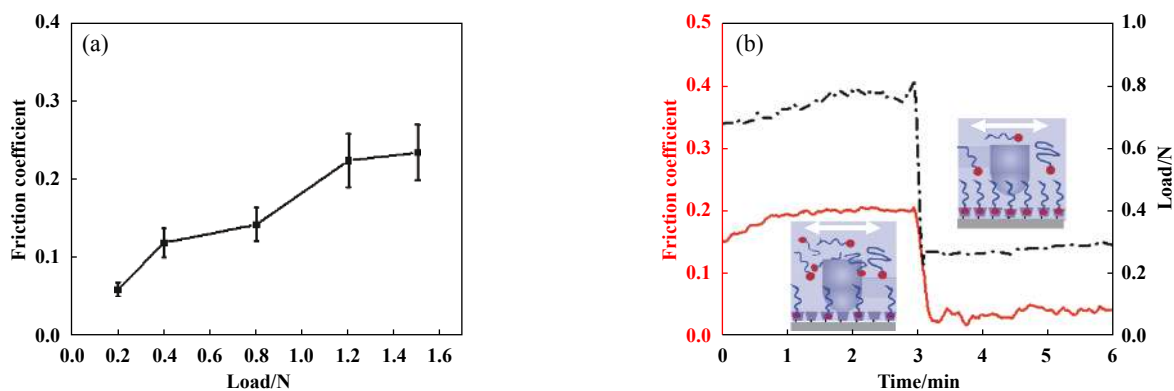


Fig. 6 The variation trend of friction coefficient under (a) different loads and (b) continuous variable load

molecules by supramolecular host-guest interaction are sheared off under high load and reciprocating friction conditions, and the hydrated boundary lubrication film is partial destroyed which cause the increase of friction coefficient. However, based on the non-covalent bond-based supramolecular recognition, after the adamantyl hydrophilic macromolecule is sheared off, the surface of the cyclodextrin can be recognized and assembled in the adamantyl hydrophilic macromolecular solution. Therefore, the aqueous lubrication performance of the host-guest surface has a certain self-healing property. The self-healing properties of cyclodextrin-adamantyl surface water lubrication can be seen from the continuous variable load friction test. The applied load is automatically controlled by the friction tester indenter. As shown in Fig.6(b), the surface friction coefficient is about 0.16 under a high load (0.8 N) state, showing relatively large friction coefficient; but when the applied load is reduced to 0.3 N, the surface friction coefficient is only about 0.05, showing ultra-slippy state. This

phenomenon can be attributed to the fact that some of the guest hydrophilic macromolecules are sheared off under high load conditions, and the guest macromolecules can be assembled again to the surface to exhibit an ultra-low friction coefficient when the applied load reduces.

Fig.7(a) shows the friction coefficient of the modified guest macromolecular surface under 0.2 N at different friction frequencies. The surface friction coefficient decreases sharply from 0.25 to 0.05 with the increase of frequency, and then slowly decreases to 0.02. This trend is consistent with the trend of the famous Stribeck curve [Fig.7(b)], namely, as the shear rate increases, the state of surface lubrication changes from boundary mixing lubrication to fluid lubrication, and the friction coefficient also reduces with the state of lubrication. For the host-guest supramolecular surface, much more guest macromolecules may be sheared off, which results in loss of lubricating performance and an increase of friction coefficient at low friction frequency

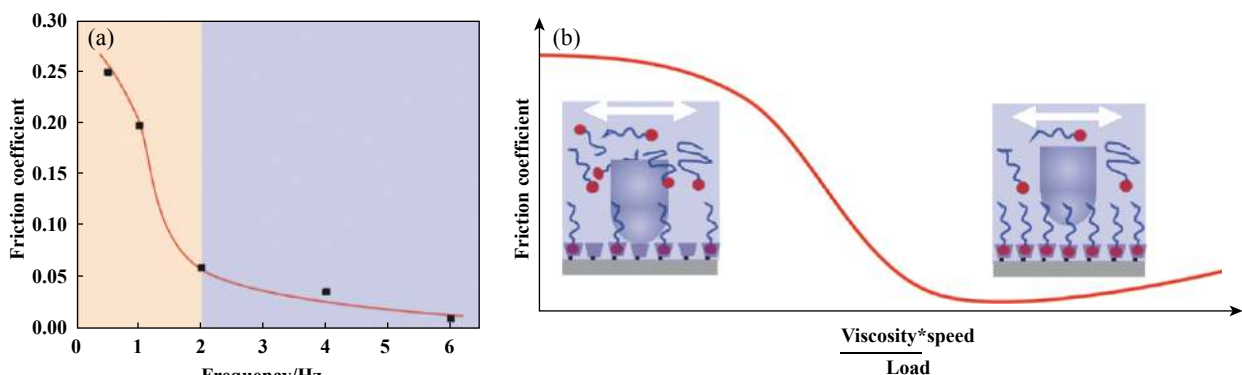


Fig. 7 (a) The variation trend of friction coefficient under different frequencies, (b) the possible friction mechanism of the supramolecular interfacial material

and high load condition. But at high friction frequency and low load condition, the fluid lubrication appears, and shows low friction coefficient.

3 Conclusion

In this work, the terminal adamantyl polymethyl methacrylate 3-sulfonate was prepared, and assembled on cyclodextrin surface by host-guest supramolecular recognition. After assembly the guest polymer molecules, the friction coefficient of surface in aqueous surrounding can be effectively reduced due to the hydrophilic characteristic. Because of the weak non-covalent bond between the cyclodextrin-adamantan, the host-guest supramolecular surface shows a poor bearing capacity and wear resistance. The guest polymer molecules are easily to be sheared off from host surface under high load and low friction frequency, which causes the rise of friction coefficient. And also because of the reversible non-covalent bond between the cyclodextrin-adamantan, the lubrication behavior of host-guest surface showed a self-healing characteristic. An ultralow friction coefficient obtained again when the host surface immersing in dilute guest polymer solution.

参考文献

- [1] Lee S, Spencer N D. Sweet Hairy Soft and Slippery[J]. *Science*, 2008, 319(5863): 575–576. doi: [10.1126/science.1153273](https://doi.org/10.1126/science.1153273).
- [2] Greene G W, Banquy X, Lee D W, et al. Adaptive mechanically controlled lubrication mechanism found in articular joints[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2011, 108(13): 5255–5259. doi: [10.1073/pnas.1101002108](https://doi.org/10.1073/pnas.1101002108).
- [3] Gong J P. Friction and lubrication of hydrogels? its richness and complexity[J]. *Soft Matter*, 2006, 2(7): 544–552. doi: [10.1039/B603209P](https://doi.org/10.1039/B603209P).
- [4] Wu Y, Wang X, Zhou F. Tribological property of polyacrylic acid-graphene oxide composite hydrogel[J]. *Chemistry*, 2014, 77(6): 510–514.
- [5] Pan Y, Xiong D. Recent development on the lubrication system of artificial joint[J]. *Tribology*, 2006, 26(2): 188–192.
- [6] Wei Q, Cai M, Zhou F. Progress on surface grafting polymer brushes for biomimetic lubrication[J]. *Acta Polymerica Sinica*, 2012(10): 1102–1107.
- [7] Chen M, Briscoe W H, Armes S P, et al. Lubrication at physiological pressures by polyzwitterionic brushes[J]. *Science*, 2009, 323(5922): 1698–1701. doi: [10.1126/science.1169399](https://doi.org/10.1126/science.1169399).
- [8] Yang J, Chen H, Xiao S, et al. Salt-Responsive zwitterionic polymer brushes with tunable friction and antifouling properties[J]. *Langmuir*, 2015, 31(33): 9125–9133. doi: [10.1021/acs.langmuir.5b02119](https://doi.org/10.1021/acs.langmuir.5b02119).
- [9] Tadmor R, Chen N H, Israelachvili J. Normal and shear forces between mica and model membrane surfaces with adsorbed hyaluronan[J]. *Macromolecules*, 2003, 36(25): 9519–9526. doi: [10.1021/ma030379k](https://doi.org/10.1021/ma030379k).
- [10] D?dinait? A. Biomimetic lubrication[J]. *Soft Matter*, 2012, 8(2): 273–284. doi: [10.1039/C1SM06335A](https://doi.org/10.1039/C1SM06335A).
- [11] Liu G, Guo W, Liu Z, et al. Research progress on polymer based biomimetic lubricants[J]. *Tribology*, 2015, 35(1): 108–120.
- [12] Liu G, Wang X, Zhou F, et al. Tuning the tribological property with thermal sensitive microgels for aqueous lubrication[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2013, 21(5): 10842–10852.
- [13] Raviv U, Giasson S, Kampf N, et al. Lubrication by charged polymers[J]. *Nature*, 2003, 425: 163–165. doi: [10.1038/nature01970](https://doi.org/10.1038/nature01970).
- [14] Müller M T, Yan X, Lee S, et al. Lubrication properties of a brushlike copolymer as a function of the amount of solvent absorbed within the brush[J]. *Macromolecules*, 2005, 38: 5706–5713. doi: [10.1021/ma0501545](https://doi.org/10.1021/ma0501545).
- [15] Wu Y, Wei Q, Cai M, et al. Interfacial friction control[J]. *Advanced Materials Interfaces*, 2015, 2(2): 1400392. doi: [10.1002/admi.201400392](https://doi.org/10.1002/admi.201400392).
- [16] Zhou F, Wu Y. A novel insight into “lubrication”[J]. *Tribology*, 2016, 36(1): 132–136.
- [17] Xu R, Ma S, Wu Y, et al. Promoting lubricity and antifouling properties by supramolecular-recognition-based surface grafting[J]. *Langmuir*, 2018, 34(44): 13116–13122. doi: [10.1021/acs.langmuir.8b02375](https://doi.org/10.1021/acs.langmuir.8b02375).
- [18] Zhang R, Ma S, Wei Q, et al. The weak interaction of surfactants with polymer brushes and its impact on lubricating behavior[J]. *Macromolecules*, 2015, 48(17): 6186–6196. doi: [10.1021/acs.macromol.5b01267](https://doi.org/10.1021/acs.macromol.5b01267).
- [19] Wei Q, Cai M, Zhou F, et al. Dramatically tuning friction using responsive polyelectrolyte brushes[J]. *Macromolecules*, 2013, 46(23): 9368–9379. doi: [10.1021/ma401537j](https://doi.org/10.1021/ma401537j).
- [20] Wei Q, Pei X, Hao J, et al. Surface modification of diamond-like carbon film with polymer brushes using a bio-inspired catechol anchor for excellent biological lubrication[J]. *Advanced Materials Interfaces*, 2014, 1(5): 1400035. doi: [10.1002/admi.201400035](https://doi.org/10.1002/admi.201400035).

DOI: 10.16078/j.tribology.2019057

干燥气氛下速度对钠钙玻璃磨损性能的影响

肖童金, 何洪途*, 余家欣

(西南科技大学 制造过程测试技术教育部重点实验室, 四川 绵阳 621010)

摘要: 以硼硅酸盐玻璃球为对摩副, 在摩擦磨损试验机上研究了干燥气氛下滑动速度和载荷对钠钙玻璃表面磨损性能的影响规律与作用机理. 研究发现, 随着滑动速度从 0.25 mm/s 逐渐增大到 8 mm/s, 钠钙玻璃在高载下 (2 N) 的稳定摩擦系数略微降低, 当载荷降低为 1 N 时, 速度对钠钙玻璃摩擦系数的影响并不明显. 随着滑动速度的增加, 钠钙玻璃表面的磨损深度和磨损体积逐渐增加, 钠钙玻璃在低载下 (1 N) 的磨损体积增大了 21.5 倍, 而在高载下 (2 N) 的磨损体积增大了 12.5 倍. 低速时, 钠钙玻璃接触界面温升较小, 磨损机理以磨粒磨损和黏着磨损为主, 并伴有少量脆性剥落. 随着速度的增加, 磨屑逐渐转移到对摩副 pyrex 球表面并参与到磨损过程, 钠钙玻璃的磨损机理转变为黏着磨损和犁沟去除. 相对于高载而言, 低载下滑动速度对钠钙玻璃材料去除的影响更为显著, 这是由于随着速度的增加, 低载下玻璃界面的温升增长率大于高载下.

关键词: 钠钙玻璃; 速度; 干燥气氛; 机械磨损; 载荷

中图分类号: TH117.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0601-10

Effect of Sliding Speed on Wear Behaviors of Soda Lime Glass in Dry Air

XIAO Tongjin, HE Hongtu*, YU Jiaxin

(Key Laboratory of Testing Technology for Manufacturing Process, Ministry of Education, Southwest University of Science and Technology, Sichuan Mianyang 621010, China)

Abstract: The effects of sliding speed and normal load on wear behaviors of soda lime glass in dry air were investigated by rubbing against a pyrex glass ball upon an environment-controlled ball-on-flat tribometer. The results show that, with the increase in sliding speed from 0.25 mm/s to 8 mm/s, the stable friction coefficient of soda lime glass decreased a little bit when the normal load was 2 N, but the effect of speed on the stable friction coefficient became insignificant when the normal load decreased to 1 N. Moreover, the wear volume of soda lime glass increased by 21.5 times when the normal load was 1 N, and it increased by 12.5 times as the normal load increased to 2 N. The analysis showed that, at low speed conditions, the locally temperature rise at the interface of soda lime glass was small, the abrasive wear and adhesive wear, accompanied by a small amount of brittle flaking dominated the wear process. As the speed increased, the wear debris gradually shifted to the pyrex glass ball surface and participated in the wear process. The wear pattern of the soda lime glass also changed to adhesive wear and plowing removal. Compared to high load conditions, the effect of sliding speed on the material removal of soda lime glass was more significant under low load conditions, which was due to the higher growth rate of interfacial temperature rise under low load conditions as the speed increased.

Key words: soda lime glass; speed; dry environments; mechanical wear; load

Received 9 April 2019, revised 6 May 2019, accepted 15 May 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: hehongtu@swust.edu.cn, Tel: +86-816-6089685.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (51605401, 51575462) and the Scientific Research Fund of Sichuan Provincial Education Department, China (17ZA0408).

国家自然科学基金项目(51605401, 51575462)和四川省教育厅科研重点项目(17ZA0408)资助.

作为光学制造元件、建材、车窗和太阳能基板等的主要材料^[1],玻璃目前已被广泛应用于建筑、日用、医疗、化学和仪表等各大领域.在众多玻璃中,钠钙玻璃因其优异的光学、机械性能以及良好的化学稳定性,逐渐成为了应用最为广泛的玻璃材料之一^[2].然而,无论是在钠钙玻璃的制造过程,还是服役过程中,都面临着大量的摩擦学问题^[3-5].例如,在磨削和抛光等超精密加工过程中,抛光颗粒在不同液体环境中以不同滑动速度对钠钙玻璃表面进行材料去除;在其服役过程中,钠钙玻璃则经常遭受外界环境中硬质颗粒物对其表面的挤压及刮擦等多种耦合作用.这些过程的本质都是单一颗粒物在接触、剪切和摩擦等作用下对玻璃表面造成材料损伤和去除^[6].作为影响材料损伤和去除的关键因素之一,滑动速度通常会对玻璃表面的材料去除产生显著影响,因为不同的滑动速度会导致材料表面残余应力的分布^[7]、表面和次表面的损伤程度^[8]等改变,从而导致玻璃表面的机械性能、耐腐蚀性和耐磨损性能等发生显著变化,最终影响到钠钙玻璃的加工效率与质量、表面强度与服役寿命等.因此,研究钠钙玻璃在不同速度下的材料损伤与去除对其精密制造和服役过程具有重要的指导意义.

目前,滑动速度对材料摩擦磨损性能的影响已受到国内外学者的广泛关注.例如,Farias等^[9]在中湿度(约RH 50%)气氛下研究奥氏体不锈钢磨损性能时发现,随着速度从0.07 m/s增至0.55 m/s,奥氏体不锈钢的磨损体积逐渐增大,分析表明,在低载下(<16 N),高速会导致接触界面温升增加以及次表层塑性变形增大,接触界面的磨损机制从氧化磨损转变为黏着磨损. Peña等^[10]在研究速度对CuZnAl合金的磨损性能的影响时发现,当载荷为6 N时,随着速度从0.05 m/s增至0.5 m/s,CuZnAl合金的磨损体积逐渐减小,分析认为高速下接触界面温度升高会使材料表面延展性增强,同时界面温升也会诱导CuZnAl合金马氏体相成从而降低磨损. Lee等^[11]在研究氮化硅(Si₃N₄)的磨损性能时发现,在载荷为1.96 N的条件下,当滑动速度从0.25 m/s增大到4 m/s时,Si₃N₄在高湿度环境下(RH95%±3%)的磨损率降低了约16.5倍,分析认为随着速度的增加,接触界面因局部温升而难以吸附空气中的水分子,Si₃N₄表面的摩擦化学反应被抑制,从而大大降低了材料的磨损率. Chen等^[12]研究速度对单晶硅纳米磨损的影响时发现,潮湿空气中的水分子在接触界面诱导形成Si-O-Si键桥,随着速度从0.08 μm/s增至50 μm/s,滑动界面Si-O-Si键桥的断裂与重组逐渐减弱,单晶硅

的纳米磨损体积逐渐减小. Yu等^[13]也发现在相对湿度为RH52±2%的潮湿环境下,当速度从0.1 μm/s增至1 000 μm/s时,砷化镓(GaAs)表面的纳米磨损深度从约13.6 nm减小到约2.3 nm,这是因为高速下接触界面响应时间较短,GaAs和对磨副二氧化硅(SiO₂)针尖的接触界面处的GaAs-O-Si键桥的断裂和重组被极大地抑制.

除了金属、单晶、陶瓷和半导体材料等,玻璃材料的损伤也会受到滑动速度的影响.例如,Bandyopadhyay等^[14]发现当法向载荷为5 N时,随着滑动速度从0.1 mm/s增至1 mm/s,钠钙玻璃在潮湿空气中的磨损体积逐渐减小,磨痕区的赫兹裂纹也大量减少.最近,杨等^[15]发现,在相对湿度为RH55%的大气环境中,当滑动速度从0.25 mm/s逐渐增至8 mm/s时,磷酸盐玻璃的磨损体积均随着速度的增加而减小,分析认为,高速下较高的温升使得接触界面难以形成界面水膜,从而削弱了水分子诱发的摩擦化学反应^[16],导致磷酸盐玻璃的化学磨损降低.然而在这些过程中,水分子诱导的摩擦化学反应均主导了玻璃的摩擦磨损行为,而无水分子参与的机械作用过程中,如干燥环境下,速度对玻璃材料的摩擦磨损行为与机理还尚不清楚.

为了系统地研究干燥气氛下速度对钠钙玻璃磨损性能的影响规律与机制,利用一台环境可控的多功能摩擦磨损试验机,以硼硅酸盐玻璃(pyrex)球作为对磨副,在密闭腔内通入氮气并进行摩擦磨损试验,并对比研究不同载荷条件下速度对钠钙玻璃摩擦磨损性能的作用规律.通过对比不同载荷和速度条件下钠钙玻璃的三维磨损图像、特征二维磨损轮廓线、磨损体积以及磨损区域形貌图,揭示钠钙玻璃在不同速度下材料去除行为的影响规律与机理.

1 试验部分

1.1 材料

玻璃基底选用的是日本旭硝子玻璃公司(Asahi Glass Company, Tokyo, Japan)生产的钠钙玻璃,其各组分的质量分数分别为SiO₂ 72%、Na₂O 13%、CaO 10%和MgO 3%^[2].钠钙玻璃两面抛光,利用原子力显微镜(AFM)测得在2 μm×2 μm的范围内的均方根粗糙度为0.7 nm.对磨副采用半径为3.81 mm的硼硅酸盐玻璃(pyrex)球,其各组分质量分数为SiO₂81%、B₂O₃13%、Na₂O4%和Al₂O₃2%.

1.2 试验方法

图1为玻璃基底和pyrex球在干燥环境下的的摩擦

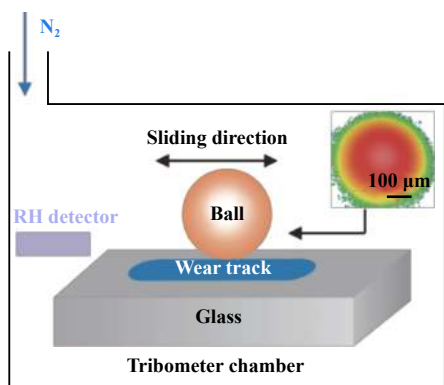


Fig. 1 Schematic illustration showing the wear test of soda lime glass substrate in dry air

图 1 干燥环境下钠钙玻璃的磨损试验示意图

磨损示意图. 试验前, 将钠钙玻璃和pyrex球先后置于无水乙醇和纯水中分别超声清洗3 min, 去除玻璃表面附着的有机物和杂质, 将玻璃取出后用去离子水冲洗并用高速氮气吹干待用^[17]. 所有的磨损试验均在环境可控的摩擦磨损试验机上(MFT3000, Rtec, USA)完成. 试验采用直线往复式的摩擦磨损方式, 其中试验

载荷 $F_n=2\text{ N}$, 直线位移 $D=5\text{ mm}$, 循环次数 $n=100$, 滑动速度 v 分别为0.25、0.5、1.0、2.0、4.0和8.0 mm/s. 试验中环境温度为 $20\pm 2\text{ }^\circ\text{C}$, 环境腔内湿度始终控制在小于RH3%的范围内. 每种工况下的摩擦磨损试验至少重复5次, 以保证试验数据的可靠性. 摩擦磨损试验结束后, 使用白光干涉三维形貌仪(MFT3000, Rtec, USA)对磨损后的pyrex球和钠钙玻璃的磨损区域进行扫描, 获得磨痕的三维形貌以及横断面轮廓曲线, 并计算出pyrex球和钠钙玻璃的磨损深度和磨损体积. 为了进一步掌握钠钙玻璃的磨损形式, 采用场发射扫描电镜(SEM, EVO18; Zeiss, Germany)对钠钙玻璃的磨损区域进行形貌表征.

2 结果与讨论

2.1 摩擦性能

图2所示为干燥环境下钠钙玻璃表面摩擦系数随循环次数的变化曲线, 以及稳态摩擦系数随速度的变化曲线. 从图2(a)和(b)可以看出, 随着循环次数的增加, 摩擦系数在所有试验条件下均先快速增大然后逐

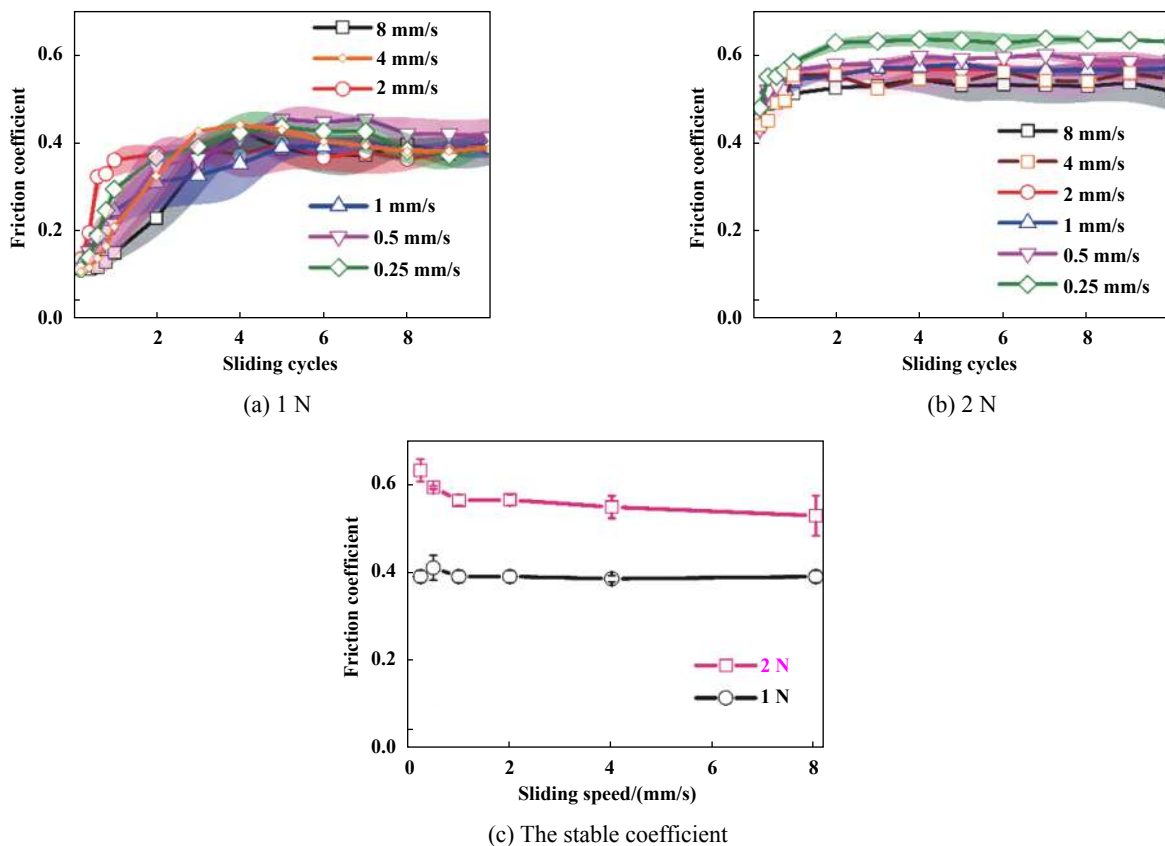


Fig. 2 Friction coefficient of soda lime glass as a function of sliding speed in dry condition under an applied load of (a) 1 N and (b) 2 N; (c) Stable friction coefficient as a function of sliding speed based on (a) and (b)

图 2 在(a)1 N和(b)2 N的载荷下滑动速度对干燥环境中钠钙玻璃表面摩擦系数影响; (c)干燥环境下钠钙玻璃在不同滑动速度下的稳态摩擦系数

渐趋于稳定. 当载荷为2 N时, 摩擦系数到达稳定状态的循环次数(约10次)明显小于载荷为1 N的循环次数(约22次), 即载荷越大, 磨损达到稳定状态的时间越短, 表明高载下钠钙玻璃与pyrex球的磨合期更短. 图2(c)为两种载荷下稳态摩擦系数随滑动速度的变化规律. 在给定的速度范围内, 高载下(2 N)的稳态摩擦系数大于低载下(1 N). 当速度从0.25 mm/s增大到8 mm/s时, 低载下(1 N)的稳态摩擦系数为0.39, 且稳态摩擦系数随速度的变化不明显; 而在高载下(2 N), 随着速度的增大, 玻璃表面的稳态摩擦系数从0.63减小为0.52. 结果表明, 钠钙玻璃在高载下(2 N)的稳态摩擦系数随速度增加而略微降低, 在低载条件下(1 N), 速度对钠钙玻璃摩擦系数的影响并不明显.

邱等^[18]发现, 随着载荷从5 N增大到20 N, 钠钙玻璃的摩擦系数先增大后减小, 这主要因为钠钙玻璃的磨损形式发生了变化. Bandyopadhyay等^[14]的研究表明, 随着滑动速度的增加, 接触区下方的剪切应力和最大拉应力逐渐增大, 造成次表层损伤增大, 使得摩擦系数随速度的增加而增大. 然而在干燥环境中, 不同速度下钠钙玻璃表面的磨损形式明显不同(详见2.3), 载荷和速度对钠钙玻璃摩擦系数的影响规律主

要是由于不同工况下界面磨屑的作用机理发生了改变.

2.2 磨损性能

图3为通过白光干涉三维形貌仪得到磨损后pyrex球的表面形貌以及二维特征磨损轮廓曲线. 与潮湿空气和液体环境下的磨损不同, pyrex球在干燥环境下的磨损轮廓线很粗糙, 表明pyrex球与钠钙玻璃在干燥气氛下的磨损行为由机械作用主导, 而非摩擦化学作用主导, 这与He等^[19]的研究结果一致. 当载荷为1 N时[见图3(a)], pyrex球在低速时表面磨损体积较大, 随着速度的增加, pyrex球表面磨损体积逐渐减小, 当速度大于4 mm/s时, pyrex球的横断面轮廓线开始出现隆起, 表明玻璃基底和pyrex球的磨损形式开始转变. 当载荷为2 N时[见图3(b)], pyrex球在低速下也出现了较为明显的磨损, 但其磨损深度比低载条件下(1 N)的小. 随着速度的增加, pyrex球表面磨损体积逐渐减小, 当速度增大到2 mm/s时, pyrex球的横断面轮廓线开始出现隆起, 且隆起的高度随速度的增加而进一步增大. He等^[20]的研究表明, pyrex球与钠钙玻璃基底在法向载荷为0.2 N和滑动速度为4.15 mm/s的磨损条件时, pyrex球表面会存在磨屑堆积导致表面轮廓线出现隆起, 而在本次磨损试验中, 低载和低速条件下pyrex球

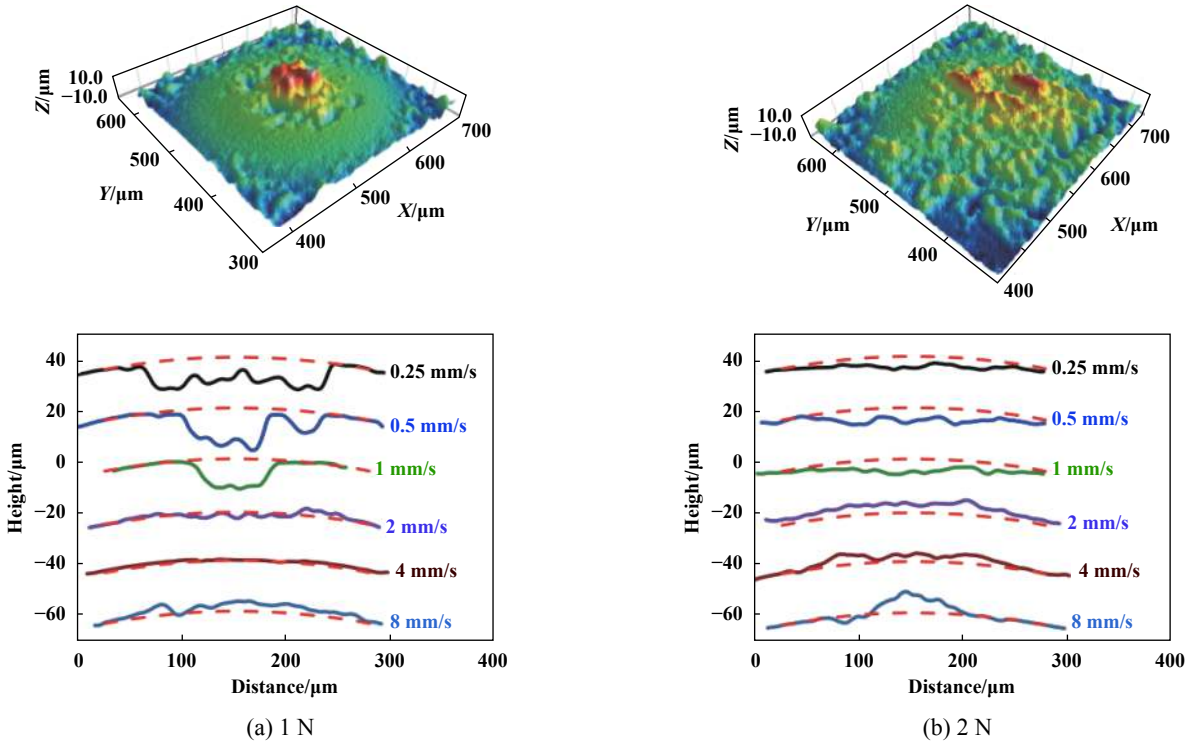


Fig. 3 Optical profilometry image (up) and characteristic line profile (down) of top surface of pyrex ball after wear testing under an applied load of (a) 1 N and (b) 2 N, the dotted red line is the undamaged outline of the original pyrex ball surface

图3 Pyrex球在不同载荷(a) 1 N和(b)2 N下磨损后的表面形貌和二维磨损轮廓线的变化规律, 其中红色虚线为未损伤的原始pyrex表面轮廓

表面则出现了明显的磨坑(材料去除), 这可能是因为本试验采用的法向载荷(1 N)比He等^[20]的法向载荷大, 且滑动速度较低(<4 mm/s).

图4为借助白光干涉三维形貌仪获得钠钙玻璃在不同载荷和速度条件下表面磨损区域的三维形貌和二维特征轮廓线. 可以看出, 在给定的载荷和速度范围内, 钠钙玻璃在干燥环境下均出现了明显的材料去除, 且玻璃基底的损伤轮廓线比较粗糙, 损伤深度为微米量级, 远大于在潮湿空气下的磨损(通常此时的损伤深度小于1 μm)^[20]. 这也进一步表明, 与潮湿空气下的摩擦化学磨损不同, 钠钙玻璃在干燥环境下的损伤机制以机械作用为主.

基于图4的试验结果, 图5统计了不同载荷和速度下钠钙玻璃最大磨损深度和对应磨损体积的变化规律. 可以看出, 在低载条件下(1 N), 随着速度从0.25 mm/s增至8 mm/s, 钠钙玻璃的磨损深度从0.37 μm增大到7.0 μm, 对应的磨损体积从 $0.06 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ 增大到 $1.22 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$. 而在高载条件下(2 N), 钠钙玻璃的磨损深度从1.20 μm增大到10.25 μm, 对应的磨损体积从 $0.68 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ 增大到 $8.46 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$. He等^[20]的研究表明, 在法向载荷为0.2 N和滑动速度为4.15 mm/s的磨损条件

下, 钠钙玻璃在干燥环境下的磨损深度为8 μm, 这和图4的研究结果一致. 值得注意的是, 图5的试验结果表明, 随着速度的增加, 钠钙玻璃在干燥环境下的磨损量逐渐增大, 这与Bandyopadhyay等^[15]和杨等^[16]发现在潮湿空气下玻璃材料随着速度的增加而减小的试验现象完全相反, 表明速度对钠钙玻璃在干燥环境下磨损行为的影响机理也与潮湿条件下的完全不同.

为了进一步掌握钠钙玻璃在干燥环境下的磨损行为, 图6分析对比了钠钙玻璃磨损区域的扫描电镜图. 从图6可以看出, 在低载下(1 N), 当速度小于1 mm/s时, 钠钙玻璃磨痕内部出现少量的脆性剥落, 破坏程度随速度的增大而增大, 脆性剥落坑内堆积着较多呈鱼鳞状分布的磨屑, 磨屑的数量随速度的增大而逐渐减少. 当速度达到2 mm/s时, 玻璃表面的脆性剥落转变为大面积的材料破坏与去除, 鱼鳞状磨屑数量明显减少; 而当速度增大到8 mm/s时, 玻璃表面的材料破坏与去除程度继续增大, 磨痕内部的磨屑主要以边缘的细小碎屑为主, 鱼鳞状磨屑几乎不可见. 在高载下(2 N), 当速度小于0.5 mm/s时, 钠钙玻璃磨痕内部就开始出现较严重的脆性剥落与材料去除, 鱼鳞状磨屑大量分布在磨痕内部; 当速度大于1 mm/s后, 玻璃表

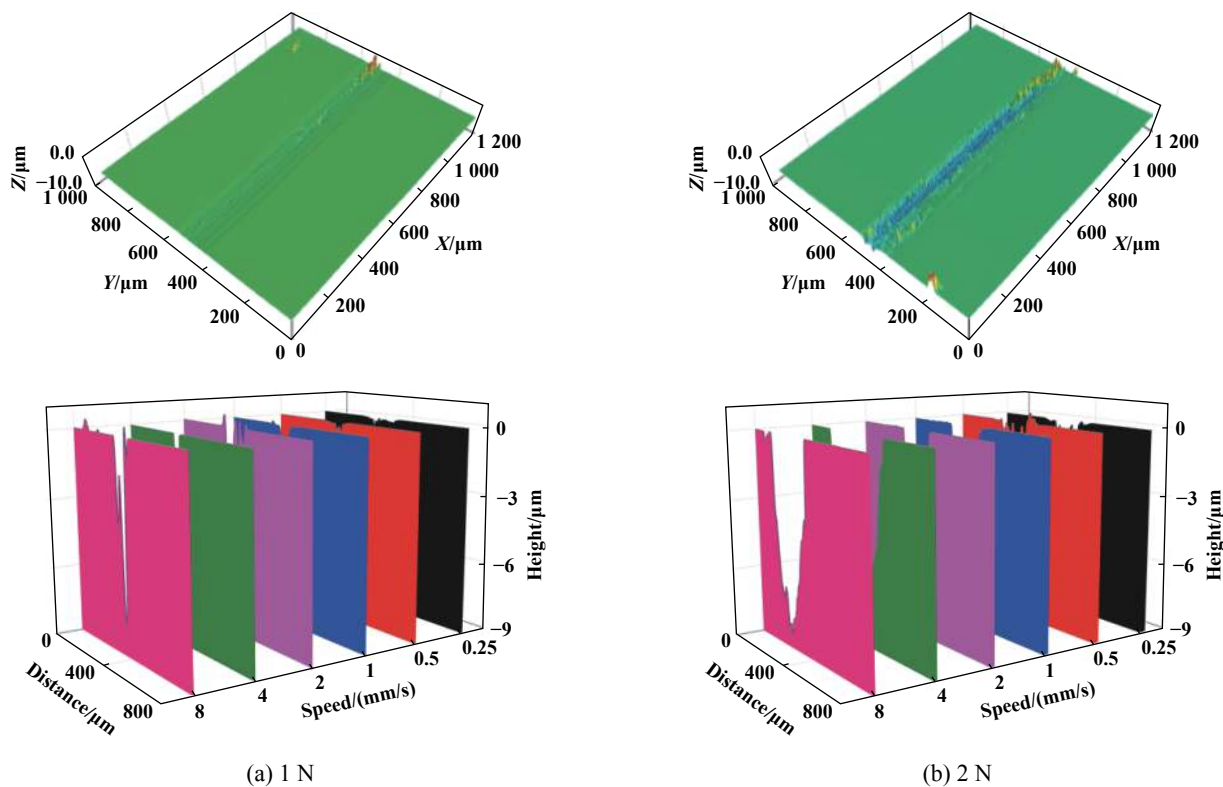


Fig. 4 3D profilometry images (up) and characteristic line profile (down) of wear tracks at soda lime glass surface after wear testing under an applied load of (a) 1 N and (b) 2 N

图 4 干燥环境下钠钙玻璃在(a)1 N和(b)2 N载荷条件下的三维形貌(上)和二维轮廓(下)的变化规律

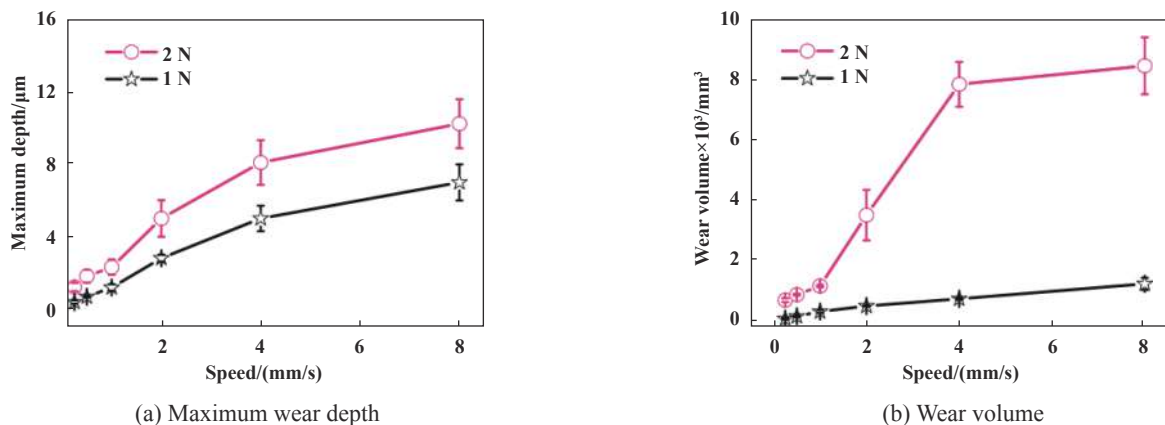


Fig. 5 (a) Maximum wear depth and (b) wear volume of soda lime glass after wear testing under various speed conditions

图5 不同滑动速度下钠钙玻璃(a)最大磨损深度和(b)磨损体积的变化规律

面材料破坏与去除程度随速度的增加逐渐增大, 磨痕内部也被大量的边缘细小碎屑覆盖。

作为一种典型的脆性材料, 钠钙玻璃在机械作用下的损伤形式主要表现为划痕诱导的表面裂纹扩展和脆性剥落, 例如Bandyopadhyay^[21]等和肖等^[22]在潮湿空气下钠钙玻璃的单次划痕和往复磨损试验中发现大量的赫兹裂纹以及脆性剥落. 然而, 在干燥环境下钠钙玻璃与pyrex球的摩擦磨损试验中, 仅在低载低速时未被磨屑覆盖的磨痕区域内观测到少量细密的赫兹裂纹. 这可能是因为在干燥环境下, 玻璃表面的材料去除(磨损)程度远大于在潮湿空气下, 此外, 大量磨屑堆积在磨痕区域从而掩盖了下方的赫兹裂纹。

2.3 磨损机理

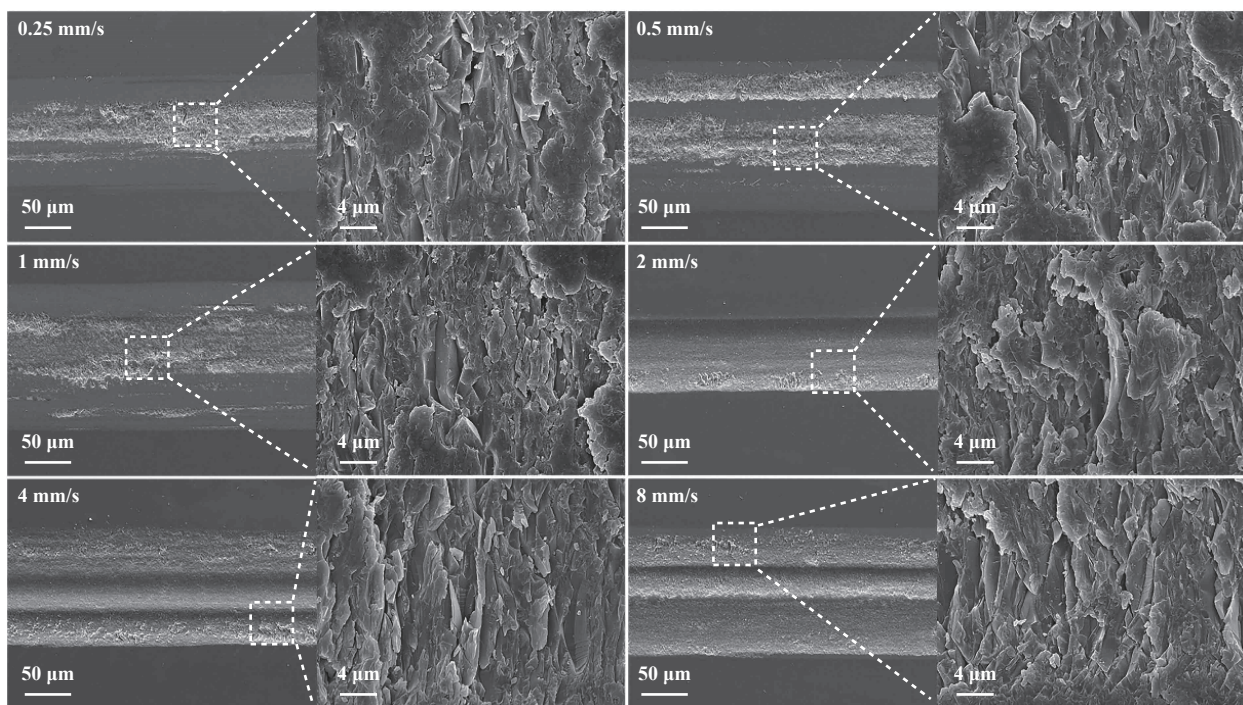
通常情况下, 玻璃材料的磨损行为与其界面的机械化学耦合作用密切相关^[23]. 水分子能参与磨损过程并诱发钠钙玻璃Si-O-Si网络结构的水解断裂^[2], 从而加速玻璃材料的损伤与破坏. 然而, 在干燥气氛中, 环境中水含量极少, 摩擦化学磨损反应完全被遏制, 因此整个磨损过程由机械作用主导. 钠钙玻璃的磨损特征(图3~6)也表明了机械磨损主导了钠钙玻璃在干燥环境下的整个磨损过程. 大量研究表明, 摩擦磨损过程中, 接触界面的摩擦热与滑动速度和法向载荷等密切相关^[24-25]. 在摩擦磨损试验中, 接触区域的局部温升 ΔT 可以由式(1)表达^[24]:

$$\Delta T = \frac{\mu P v}{4a(k_1 + k_2)} \quad (1)$$

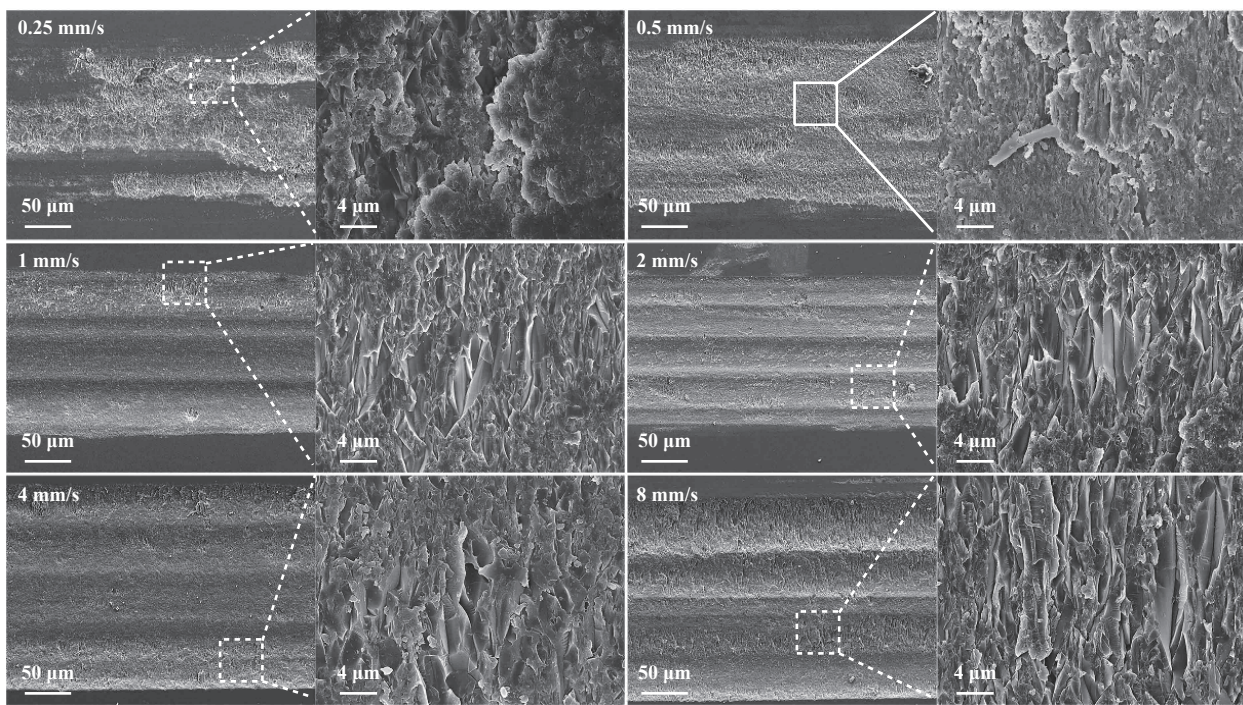
其中: μ 是摩擦系数, P 是法向载荷, v 是滑动速度, a 是对磨面粗糙峰的实际接触半径, k_1 和 k_2 分别是对磨副和基底的导热系数. 钠钙玻璃的导热系数的 $k_1=0.76 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, pyrex球的导热系数 $k_2=1.13 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ^[26-27]. 研究

表明, 经过精密抛光的玻璃表面的粗糙峰尺度处在纳米量级^[28], 但由于在摩擦磨损试验中粗糙峰的尺寸随时间变化而变化且难以精确测量, 考虑到磨损过程中大量磨屑的存在可能会导致接触界面的粗糙峰尺寸远大于纳米量级, 假设对磨面粗糙峰的实际接触半径 a 为 $2 \mu\text{m}$. 由公式(1)可知, 钠钙玻璃摩擦接触界面的局部温升随摩擦系数、法向载荷和滑动速度的增加而增大. 在低载条件下(1 N), 当滑动速度从 0.25 mm/s 增大到 8 mm/s 时, 钠钙玻璃/pyrex球的接触界面温升分别为 6.4 和 206.3 K , 温升增加了 32 倍. 在高载条件下(2 N), 随着速度从 0.25 mm/s 增大到 8 mm/s , 接触界面温升分别为 20.9 K 和 559.5 K , 温升增加了 26.8 倍. 大量研究表明, 界面温升对材料的磨损过程有显著影响. 如Kim等^[24]发现, 随着速度从 0.06 m/s 增大到 2 m/s , 界面温升会迅速达到金刚石碳(DLC)涂层的临界转换温度, 使得DLC涂层石墨化程度加剧, 从而导致磨损体积减小; 杨等^[15]在研究速度对磷酸盐玻璃磨损性能时发现, 当载荷为 0.5 N 时, 随着速度从 0.25 mm/s 增大到 8 mm/s , 界面温升从 8.5 K 增至 212 K , 而载荷为 2 N 时, 界面温升则从 15.4 K 增至 446.8 K , 温升导致磷酸盐玻璃接触界面温度高于磷酸盐玻璃的转换温度, 造成磨屑黏附在磨痕内部, 从而降低了玻璃的磨损体积. 同理, 在干燥环境中, 载荷和滑动速度的增加会使钠钙玻璃和pyrex球接触界面出现温升, 而过高的温升极有可能造成接触点处粗糙峰软化引发界面黏着, 导致磨屑的存在方式发生改变(图3和图6), 从而改变其磨损机制。

从图3和图6中可以看出, 在速度较低时, 钠钙玻璃磨痕区域内部附着有大量鱼鳞状磨屑并伴有轻微的脆性剥落, 而pyrex球表面无磨屑附着, 且存在严重的材料去除, 随着速度的增加, 钠钙玻璃表面磨屑减



(a) 1 N



(b) 2 N

Fig. 6 SEM images of surface crack at wear region of soda lime glass after tested under an applied load of (a) 1 N and (b) 2 N

图 6 不同滑动速度下钠钙玻璃表面磨痕的扫描电镜照片

少,脆性剥落加剧,而pyrex球表面的材料去除逐渐减小。当速度增大到8 mm/s时,钠钙玻璃表面几乎无磨屑堆积,磨损区域出现了大量的材料去除,而pyrex球的磨损区域则出现了明显的磨屑堆积。值得注意的是,当载荷为1 N时,pyrex球表面开始出现黏着磨屑的

速度为8 mm/s;当载荷为2 N时,pyrex球表面开始出现黏着磨屑的速度为2 mm/s,结合式(1)的计算可知这两种工况下的温升分别为206.3和149.3 K。这表明,在此温升附近,钠钙玻璃表面的磨屑逐渐开始向pyrex球表面转移。可以推断,当钠钙玻璃表面的摩擦诱导温升

到达一定程度后,会使得磨屑从玻璃表面转移到pyrex球表面,从而使其磨损机理发生改变.这与Farias等^[9]发现由于速度增大导致摩擦诱导界面温升增加,奥氏体不锈钢的磨损机理从磨粒磨损转变为氧化磨损的现象类似.

在低速下,pyrex球和钠钙玻璃表面均出现较大磨损,其中,钠钙玻璃表面磨痕区域内存在较多磨屑(图6),磨屑在滑动界面被往复摩擦和压碎,在局部温升的作用下部分磨屑发生软化并呈鱼鳞状黏附在磨痕内部,作为第三体参与材料去除的过程,此时的磨损机理以磨粒磨损和黏着磨损为主,并伴有少量脆性剥落;随着速度的增加,接触界面局部温度急剧升高并迅速接近钠钙玻璃的玻璃态转化温度($572\text{ }^{\circ}\text{C}$)^[29],此时接触界面的磨屑因瞬时高温而软化并开始黏附在pyrex球表面,并代替pyrex球作为对磨副对玻璃表面进行摩擦磨损,钠钙玻璃的磨损机理也由磨粒磨损和黏着磨损逐渐转为黏着磨损与犁沟去除,从而造成钠钙玻璃表面出现大量的材料去除.从图5(b)可以看出,当速度大于 2 mm/s 时,钠钙玻璃在载荷为 2 N 时的磨损体积出现增幅较大.这是因为,在磨损过程中,速度的增加导致接触界面温升急剧升高,摩擦热传入接触界面下方,玻璃材料在循环剪切应力的作用下更易发生裂纹的滋生与扩展,从而使得高载下钠钙玻璃的磨损程度急剧增大.这与Michel等^[30]发现钠钙玻璃表层压痕损伤范围随着温度升高而逐渐增大的结果一致.

图7为不同载荷和速度下钠钙玻璃的磨损体积相对于速度为 0.25 mm/s 的磨损体积的增长率.可以看出,随着速度从 0.25 mm/s 逐渐增大到 8 mm/s ,钠钙玻璃在载荷为 1 N 时的磨损体积增大了 21.5 倍,而在载荷

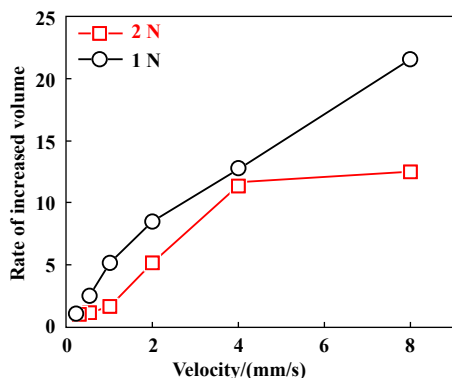


Fig. 7 The rate of increased wear volume of soda lime glass at various sliding speed (data at 0.25 mm/s as reference) conditions

图7 不同载荷和速度下钠钙玻璃的磨损体积相对于速度为 0.25 mm/s 的磨损体积的增长率

为 2 N 时的磨损体积增大了 12.5 倍.同时,在不同速度下,钠钙玻璃在低载下的磨损体积增幅均大于高载下的,这表明速度对钠钙玻璃磨损体积的影响在低载下更为显著.结合式(1)的计算结果发现,随着速度从 0.25 mm/s 增大到 8 mm/s ,低载下的温升增长了 32 倍,高载下的温升增长了 26.8 倍.因此,相对于高载而言,低载下钠钙玻璃较高的磨损体积增长率主要源于其较高的界面温升增长率.

总之,在干燥环境下,滑动速度的增加会诱发玻璃界面局部温升的增大,而温升则会导致磨损过程中磨屑的作用形式发生变化,从而影响钠钙玻璃的磨损机制.在低速时,摩擦诱导界面的温升较低,磨屑附着于钠钙玻璃磨痕内部,此时磨损的过程以磨粒磨损和黏着磨损为主,同时伴有部分脆性剥落.当速度增大后,高速诱导界面出现较大的温升,磨屑开始转移到对磨副pyrex球表面,磨损机理也转变为以黏着磨损和犁沟去除为主.在高载和高速条件下,较高的局部温升会导致玻璃材料更易出现裂纹扩展与材料去除,从而大大增加钠钙玻璃在干燥环境下的磨损体积.同时,低载下滑动速度对钠钙玻璃材料去除的影响更为显著,这主要是由于随着速度的增加,低载下玻璃界面的温升增长率比高载下的更大.

3 结论

a. 随着滑动速度的增加,钠钙玻璃在干燥环境下的摩擦系数略微降低,但在低载下,这种变化并不明显;载荷越大,钠钙玻璃的稳态摩擦系数越大.

b. 在干燥环境下,钠钙玻璃的磨损行为以机械磨损为主.随着滑动速度的增加,钠钙玻璃表面的磨损深度和磨损体积逐渐增加.低速时,钠钙玻璃接触界面温升较小,磨损机理以磨粒磨损和黏着磨损为主,并伴有少量脆性剥落.随着速度的增加,磨屑逐渐转移到对磨副pyrex球表面并参与到磨损过程,钠钙玻璃的磨损机理转变为黏着磨损和犁沟去除.

c. 在低载下,滑动速度对钠钙玻璃材料去除的影响更为显著,这主要是由于随着速度的增加,低载下玻璃界面温升的增长率比高载下的更大.

参考文献

- [1] Zhao Hongwei, Zhao Hongjian, Yao Jinjiu, et al. Nanoindentation test and analysis of a kind of Soda Lime Silica glass[J]. Nanotechnology and Precision Engineering, 2009, 7(3): 205-210 (in Chinese) [赵宏伟, 赵宏健, 姚金玖, 等. 一种钠钙硅酸盐玻璃的纳米压痕测试分析[J]. 纳米技术与精密工程, 2009, 7(3):

- 205–210]. doi: [10.3969/j.issn.1672-6030.2009.03.004](https://doi.org/10.3969/j.issn.1672-6030.2009.03.004).
- [2] He Hongtu, Yu Jiaxin. Wear behaviors of soda lime glass under various liquid conditions[J]. Journal of The Chinese Ceramic Society, 2018, 46(1): 45–52 (in Chinese) [何洪途, 余家欣. 钠钙玻璃在不同液体环境中的磨损性能[J]. 硅酸盐学报, 2018, 46(1): 45–52].
- [3] Stevens F, Langford S C, Dickinson J T. Tribochemical wear of sodium trisilicate glass at the nanometer size scale[J]. Journal of Applied Physics, 2006, 99(2): 49–33.
- [4] Bousbaa C, Madjoubi A, Hamidouche M, et al. Effect of annealing and chemical strengthening on soda lime glass erosion wear by sand blasting[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2003, 23(2): 331–343. doi: [10.1016/S0955-2219\(02\)00169-3](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(02)00169-3).
- [5] He H, Qian L, Pantano C G, et al. Effects of humidity and counter-surface on tribochemical wear of soda-lime-silica glass[J]. Wear, 2015, 342-343: 100–106. doi: [10.1016/j.wear.2015.08.016](https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.08.016).
- [6] He Hongtu, Yu Jiaxin. Tribological studies on silicate glass-A short review[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2018, 46(4): 607–614 (in Chinese) [何洪途, 余家欣. 硅酸盐玻璃摩擦学研究进展与展望[J]. 硅酸盐学报, 2018, 46(4): 607–614].
- [7] Hua Chonglue, Wang Guicheng, Liu Judong, et al. Influence of grinding speed on residual stress distributions at hardening layer surface of the workpiece[J]. Machinery Design & Manufacture, 2012, 4: 177–179 (in Chinese) [华崇略, 王贵成, 刘菊东, 等. 磨削速度对工件磨削淬硬层表面残余应力分布的影响[J]. 机械设计与制造, 2012, 4: 177–179]. doi: [10.3969/j.issn.1001-3997.2012.12.063](https://doi.org/10.3969/j.issn.1001-3997.2012.12.063).
- [8] Qiu Cheng. Research on surface creation and subsurface damage in ultrasonic vibration grinding of optical glass[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016(in Chinese) [邱诚. 光学玻璃超声振动磨削表面创成及亚表面损伤研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016].
- [9] Farias M C M, Souza R M, Sinatora A, et al. The influence of applied load, sliding velocity and martensitic transformation on the unlubricated sliding wear of austenitic stainless steels[J]. Wear, 2007, 263(1): 773–781.
- [10] Peña J, Gil F J, Guilemany J M. Load and sliding velocity effect in dry sliding wear behavior of CuZnAl shape memory alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 2006, 37(4): 1175–1181. doi: [10.1007/s11661-006-1095-6](https://doi.org/10.1007/s11661-006-1095-6).
- [11] Lee K H, Kim K W. Effects of humidity and sliding speed on the wear properties of Si₃N₄ ceramics[J]. Materials Science and Engineering: A, 1994, 186(1-2): 185–191. doi: [10.1016/0921-5093\(94\)90319-0](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90319-0).
- [12] Chen L, Qi Y, Yu B, et al. Sliding speed-dependent tribochemical wear of oxide-free silicon[J]. Nanoscale Research Letters, 2017, 12(1): 404–410. doi: [10.1186/s11671-017-2176-8](https://doi.org/10.1186/s11671-017-2176-8).
- [13] Yu B, Gao J, Chen L, et al. Effect of sliding velocity on tribochemical removal of gallium arsenide surface[J]. Wear, 2015, 330-331: 59–63. doi: [10.1016/j.wear.2014.11.026](https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.11.026).
- [14] Bandyopadhyay P, Dey A, Mandal A K, et al. Effect of scratching speed on deformation of soda-lime-silica glass[J]. Applied Physics A, 2012, 107(3): 685–690.
- [15] Yang Liang, Hou Yuxin, He Hongtu, et al. Effects of sliding velocity on the friction and wear behaviors of phosphate laser glass[J]. Tribology, 2018, 38(2): 196–203 (in Chinese) [杨亮, 侯玉欣, 何洪途, 等. 滑动速度对磷酸盐激光玻璃摩擦磨损性能的影响[J]. 摩擦学学报, 2018, 38(2): 196–203]. doi: [10.16078/j.tribology.2018.02.010](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.02.010).
- [16] Yu J, Jian Q, Yuan W, et al. Further damage induced by water in micro-indentations in phosphate laser glass[J]. Applied Surface Science, 2014, 292: 267–277. doi: [10.1016/j.apsusc.2013.11.129](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.11.129).
- [17] Surdyka N D, Pantano C G, Kim S H. Environmental effects on initiation and propagation of surface defects on silicate glasses: scratch and fracture toughness study[J]. Applied Physics A, 2014, 116(2): 519–528. doi: [10.1007/s00339-014-8552-7](https://doi.org/10.1007/s00339-014-8552-7).
- [18] Qiu Yan, Bao Yiwang, Li Qingyang. Research on friction wear property of soda-lime-silica glass[J]. Science and Technology of Overseas Building Materials, 2007, (6): 16–19 (in Chinese) [邱岩, 包亦望, 李庆阳. 钠钙玻璃摩擦磨损性能研究[J]. 国外建材科技, 2007, (6): 16–19].
- [19] He H, Xiao T, Qiao Q, et al. Contrasting roles of speed on wear of soda lime silica glass in dry and humid air[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2018, 502: 236–243. doi: [10.1016/j.jnoncrysol.2018.09.014](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2018.09.014).
- [20] He H, Qian L, Pantano C G, et al. Mechanochemical wear of soda lime silica glass in humid environments[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2014, 97(7): 2061–2068. doi: [10.1111/jace.13014](https://doi.org/10.1111/jace.13014).
- [21] Bandyopadhyay P, Dey A, Roy S, et al. Effect of load in scratch experiments on soda lime silica glass[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2012, 358(8): 1091–1103. doi: [10.1016/j.jnoncrysol.2012.02.006](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2012.02.006).
- [22] Xiao Tongjin, He Hongtu, Yu Jiaxin, et al. Wear behaviors of soda lime float glass in humid air[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2019, 47(2): 270–278 (in Chinese) [肖童金, 何洪途, 余家欣, 等. 潮湿空气下浮法钠钙玻璃的摩擦磨损性能[J]. 硅酸盐学报, 2019, 47(2): 270–278].
- [23] Yu J, Yuan W, Hu H, et al. Nanoscale friction and wear of phosphate laser glass and BK7 glass against single CeO₂ particle by AFM[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2015, 98(4): 1111–1120. doi: [10.1111/jace.13356](https://doi.org/10.1111/jace.13356).
- [24] Kim D W, Kim K W. Effects of sliding velocity and normal load on friction and wear characteristics of multi-layered diamond-like carbon (DLC) coating prepared by reactive sputtering[J]. Wear, 2013, 297(1-2): 722–730. doi: [10.1016/j.wear.2012.10.009](https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.10.009).
- [25] Kennedy F E, Lu Y, Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting[J]. Tribology International, 2015, 82: 534–542. doi: [10.1016/j.triboint.2013.10](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2013.10).

- 022.
- [26] Assael M J, Antoniadis K D, Wu J. New measurements of the thermal conductivity of PMMA, BK7, and pyrex 7740 up to 450K[J]. *International Journal of Thermophysics*, 2008, 29(4): 1257–1266. doi: [10.1007/s10765-008-0504-z](https://doi.org/10.1007/s10765-008-0504-z).
- [27] Marcus S M, Blaine R L. Thermal conductivity of polymers, glasses and ceramics by modulated DSC[J]. *Thermochimica Acta*, 1994, 243(2): 231–239. doi: [10.1016/0040-6031\(94\)85058-5](https://doi.org/10.1016/0040-6031(94)85058-5).
- [28] Shen Rulin. Ultra precision machining technique of GMR rigid disk head sliders[J]. *China Mechanical Engineering*, 2007, 18(18): 2241–2245 (in Chinese) [申儒林. 硬盘巨磁电阻磁头的超精密抛光工艺[J]. *中国机械工程*, 2007, 18(18): 2241–2245]. doi: [10.3321/j.issn:1004-132x.2007.18.024](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-132x.2007.18.024).
- [29] Tao P J, Yang Y Z, Ru Q. Effect of rotational sliding velocity on surface friction and wear behavior in Zr-based bulk metallic glass[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 492(1-2): 36–39. doi: [10.1016/j.jallcom.2009.11.113](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.11.113).
- [30] Michel M D, Mikowski A, Lepienski C M, et al. High temperature microhardness of soda-lime glass[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2004, 348: 131–138. doi: [10.1016/j.jnoncrysol.2004.08.138](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2004.08.138).

DOI: 10.16078/j.tribology.2019068

空间结构增强铜基复合材料的摩擦磨损特征

徐慧燕, 黎振华*, 滕宝仁, 杨睿, 李淮阳, 任博
(昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南昆明 650093)

摘要: 为实现铜基复合材料性能的有效调控, 采用激光选区熔化成形制备了单元尺寸分别为 5.00、3.75、2.75、1.75 和 0.75 mm 的 18Ni300 空间结构增强体, 然后在挤压铸造条件获得了具有不同增强体分布的 18Ni300 空间结构增强铜基复合材料。研究了复合材料的微观组织、硬度、摩擦磨损性能和磨损表面形貌。结果表明: 随着空间结构单元尺寸的减小, 复合材料增强体体积分数不断增加, 硬度和耐磨性提高。结构单元尺寸为 0.75 mm 时, 复合材料增强体体积分数为 13.35%, 硬度达到 HBW120, 为铜基体硬度的 1.71 倍; 载荷 40 N、线速度 0.75 m/s、磨损时间 25 min 条件下的体积磨损量为 35.4 mm³, 比铜基体磨损量降低 58%。由于增强体的作用, 复合材料的磨损机制由纯铜的黏着磨损转变为磨粒磨损。

关键词: 激光选区熔化; 18Ni300 空间结构; 铜基复合材料; 挤压铸造; 磨损
中图分类号: TB331

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0611-08

Tribological Properties of Copper Matrix Composite with Lattice Reinforcement

XU Huiyan, LI Zhenhua*, TENG Baoren, YANG Rui, LI Huaiyang, REN Bo

(School of Material Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Yunan Kunming 650093, China)

Abstract: In order to effectively tune microstructure and properties of copper matrix composites, 18Ni300 lattices with different cell sizes of 5.00 mm, 3.75 mm, 2.75 mm, 1.75 mm, 0.75 mm were formed by selective laser melting. After being solidified with copper melt under pressure of squeeze casting process, the lattices combined with copper matrix and formed composites. The microstructure, hardness and wear morphology of samples were observed and analyzed, and wear tests of the composites were investigated by pin-on-disk procedure. The results indicate that the lattices performed a key role to improve the properties of the composites. The composite with lattice of 0.75 mm cell size showed the highest hardness and best wear resistance. The hardness reached HBW120 and was 1.71 times of the Cu matrix. The wear volume was 35.4 mm³ and was 58% lower than that of the Cu matrix. The wear mechanism of the composite was abrasive wear.

Key words: selective laser melting; 18Ni300 lattice; copper matrix composite; squeeze casting; wear

铜基复合材料在高速列车闸片等具有广泛的应用前景^[1-2], 其结构和性能调控一直是人们关注的热点。粉末冶金^[2-4]等方法, 颗粒、纤维碳纳米管^[5-7]和烧结

陶瓷预制体^[8], 以及化学气相沉积制备泡沫石墨烯骨架^[9-11]等增强体在铜基复合材料研究和应用中获得了较多关注, 但实现增强体结构分布的有效控制尚较困

Received 16 April 2019, revised 15 May 2019, accepted 24 May 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: lzhkust@sina.com, Tel: +86-871-65916771.

The project was supported by the Yunnan Science and Technology Major Project (2018BA064), Science Research Fund of Yunnan Education Committee(2016ZZX044) and Kunming University of Science and Technology (SYYJ08).

云南省重点研发计划(2018BA064), 云南省教育厅科学研究基金项目(2016ZZX044)和昆明理工大学实验室建设与管理研究基金项目(SYYJ08)资助。

难. 3D打印^[12]能够实现复杂空间结构直接成形^[13], 激光选区熔化(selective laser melting)作为目前较为成熟的一种金属3D打印方法^[14-15], 可方便地直接制备结构可控的复杂三维金属网络空间结构^[16-18], 为复合材料增强体构建和结构控制提供了新的思路. 挤压铸造工艺简单, 能提供极大的充型压力, 保证金属液进入空间结构空隙中并与增强体一起在压力下凝固成形, 确保增强体与基体结合良好, 减少凝固过程中缩孔等缺陷的形成, 是制备金属基复合材料的有效手段^[19-20].

本文作者提出并实现了以激光选区熔化制备规则18Ni300空间结构增强体, 进而结合挤压铸造工艺制备复合材料, 通过调节增强体单元体尺寸实现铜基复合材料结构和性能的有效调控, 对其硬度和磨损性能进行了研究, 为铜基复合材料的设计、制备和性能调控提供了新的途径.

1 材料及方法

1.1 激光选区熔化成形空间网格结构

激光选区熔化的基本原理是以激光为热源, 依据三维模型经切片后获得的二维数据, 扫描熔化粉床上的金属粉末, 逐层累积叠加完成零件制造的一种3D打印方法^[5,14-15]. 为此, 使用三维设计软件设计具有不同结构的三维模型, 然后将其切片, 获得的离散数据导入EOS M290激光选区熔化系统进行成形. 成形使用粒径15~53 μm 的18Ni300球形粉末, 其形貌如图1(a)所示, 成分列于表1中. 成形时, 使用功率为80 W, 扫描速度为600 mm/s的激光, 依据导入的数据对厚度为40 μm 的18Ni300粉层进行选区扫描熔化, 扫描结束后再铺一层40 μm 粉层, 然后再进行选区扫描熔化. 重复上述过程, 逐层叠加, 最终完成空间结构的成形. 图1(b)所示为激光选区制备的空间结构增强体的宏观形貌, 其

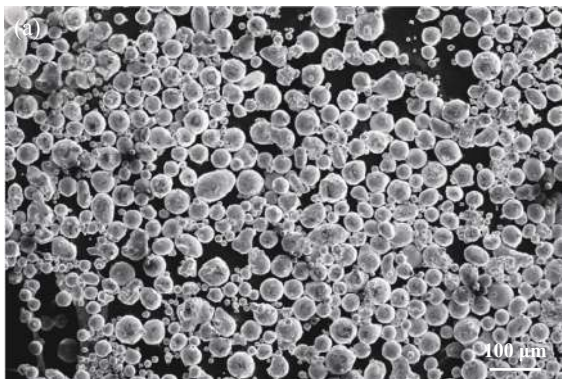


表1 18Ni300粉末化学成分

Table 1 Composition of the 18Ni300 powder

w(Ni)/%	w(Co)/%	w(Mo)/%	w(Ti)/%	w(Fe)/%
17.8	9.1	4.7	0.7	balance

空间结构规则完整, 无明显变形和坍塌等缺陷.

电镜下观察, 发现SLM成形的18Ni300空间结构表面存在少量局部熔化的粉末颗粒, 使得表面较为粗糙, 如图2所示, 这种粗糙表面的形成有利于挤压铸造过程中铜液与增强体的结合.

1.2 复合材料制备

将成形后的空间网状结构置于酒精溶液中用50 W超声波清洗10 min后, 置于 $\Phi 80 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ 的圆柱形模具中, 与模具一起预热保温至700 $^{\circ}\text{C}$, 快速浇入熔清脱氧除渣后的铜液, 浇铸温度1 180 $^{\circ}\text{C}$. 然后挤压压头快速向模具中铜液施加压力, 使铜液完成充型浸渗并在压力下凝固成形. 压头下压速度为15 mm/s, 15 s内加压至78 MPa, 保压30 min, 然后空冷至室温获得铜基复合材料. 为与复合材料试验结果对比, 在相同的试验条件下制备了纯铜试样.

1.3 试样结构与组织分析

试样打磨和抛光后用5% FeCl_3 液腐蚀, 莱卡Leica DEC 280金相显微镜下观察其金相组织. 利用Image-Pro plus按定量金相方法, 测出金相照片中单元体所占面积计算空间结构增强体在复合材料中的体积分数, 每个试样测定3个视场取平均值. 使用ZEISS EVO18电子显微镜分析试样磨损形貌.

1.4 硬度

使用HBE-3000A型电子布氏硬度计测定试样硬度, 选用压头直径2.5 mm的硬质合金球, 试验力612.9 N, 保压时间30 s. 每个试样取3个点, 测量后求平均值.

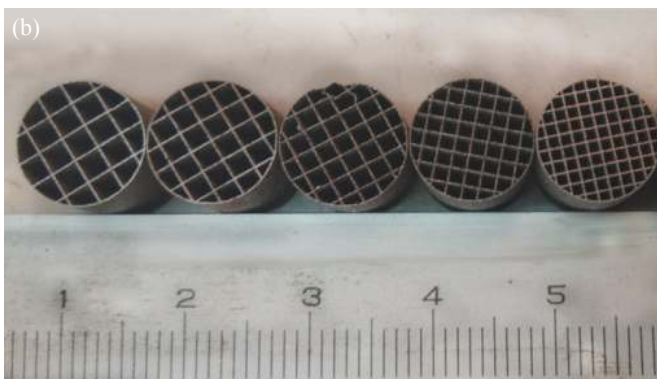


Fig. 1 (a) Morphology of the powder and (b) typical fabricated lattice structures

图1 (a)粉末形貌, (b)SLM空间结构宏观图

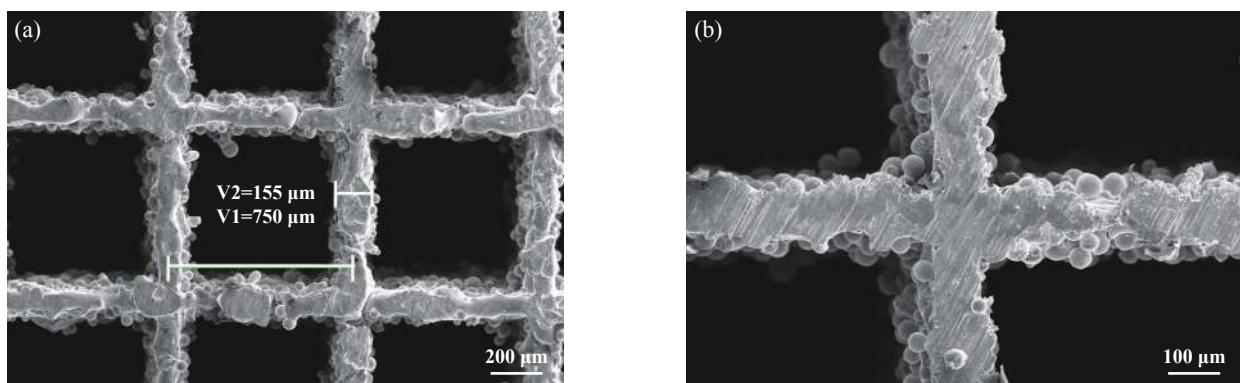


Fig. 2 SEM micrograph of typical 18Ni300 lattice
图 2 SLM成形18Ni300空间结构的典型微观形貌

1.5 摩擦磨损试验

制备的复合材料沿空间结构增强体的轴向方向进行取样, 使增强体在每个截面上分布情况均一致. 加工后获得 $\Phi 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 圆柱形试样, 试样端面用1 500目砂纸磨平, 按ASTM G99标准使用销盘摩擦磨损试验机进行摩擦磨损试验. 摩擦偶为GCr15轴承钢圆盘, 硬度为HRC60. 磨损试验载荷40 N, 线速度0.75 m/s, 试样分别在磨1、2、3、4、5和10 min后使用电子天平测量磨损失重, 每个试样总磨损时间为25 min. 获得磨损失重后, 根据每个试样增强体的体积分数计算出复合材料密度, 从而得到体积磨损量, 研究不同

尺寸单元体空间结构对铜基复合材料磨损性能的影响.

2 结果与讨论

2.1 复合材料的结构与组织

图3为纯铜和不同尺寸单元体空间结构增强铜基复合材料的金相照片, 图中的规则田字格为激光选区熔化制备的18Ni300空间结构增强体. 图4为局部放大后观察到的典型的增强体-基体的铜铁界面和界面周围的铜柱状晶. 可见, 预热到700 °C的增强体, 对浇入的1 180 °C铜液仍然有激冷作用, 使增强体周围出现细小柱状晶, 保证了增强体与铜形成了完整且结合良

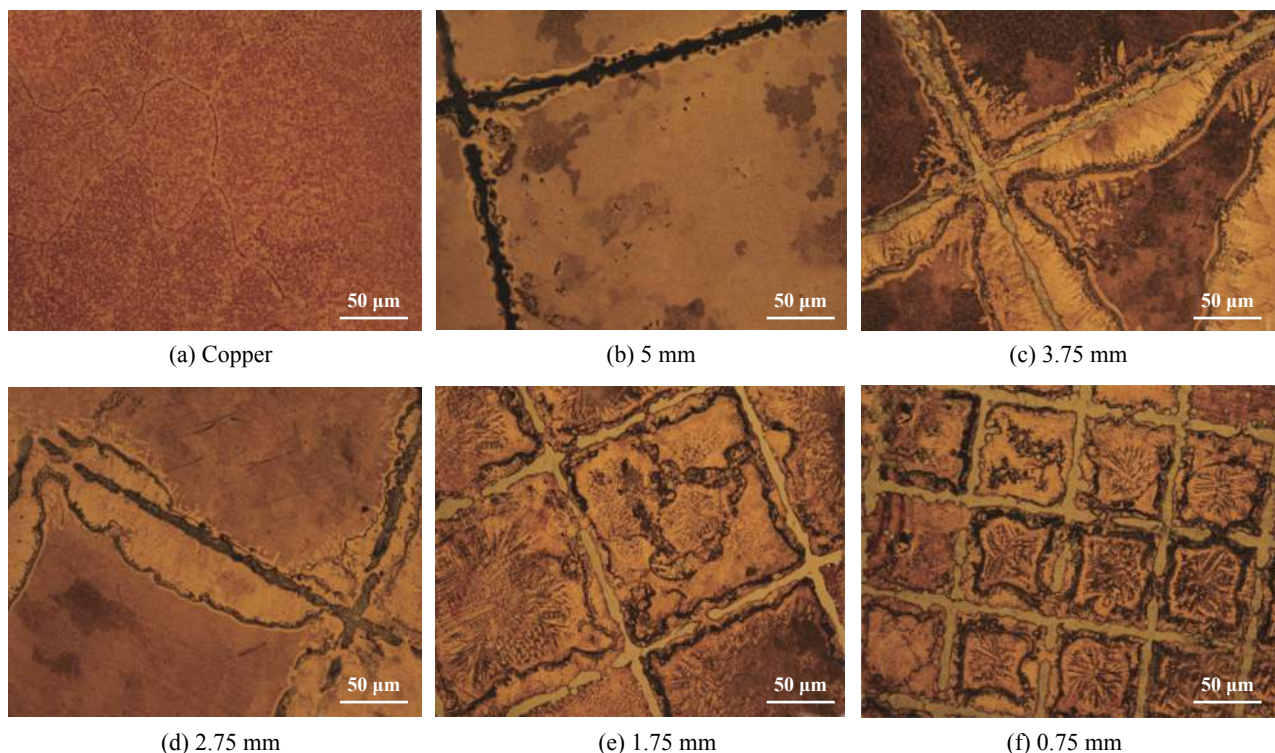


Fig. 3 Morphology of composite with the lattice
图 3 不同尺寸单元体空间结构增强铜基复合材料金相照片

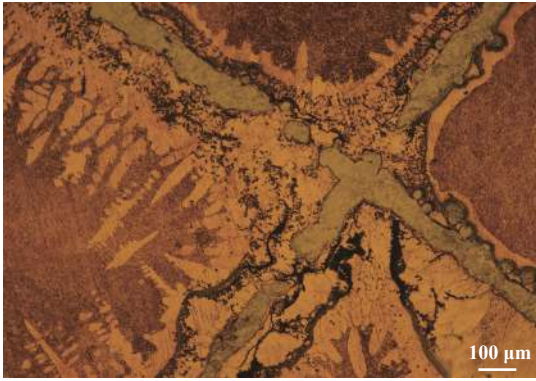


Fig. 4 Cu crystals and Cu-Fe interface between lattice and copper

图4 增强体-基体界面及形成的柱状晶

好的铁-铜界面;随后铜液在压力作用下继续凝固,形成铜-铜界面.这种双界面结构避免了增强体空间结构的破坏,使增强体空间结构完整、均匀分布在铜基体中,凝固组织无裂纹,孔洞等缺陷.不同结构的复合材料中增强体的体积分数定量金相分析结果和对应的密度列于表2中.可见,改变空间结构单元体尺寸,是控制增强体体积分数和分布最为直接有效的手段.

空间结构增强铜基复合材料的SEM和Cu、Fe和

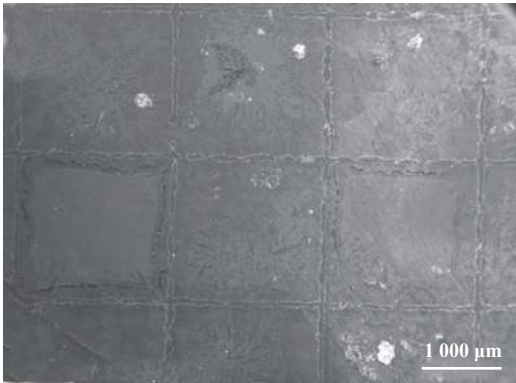
表2 增强体体积分数与复合材料密度

Table 2 The volume of the reinforcements in the composite and density of samples

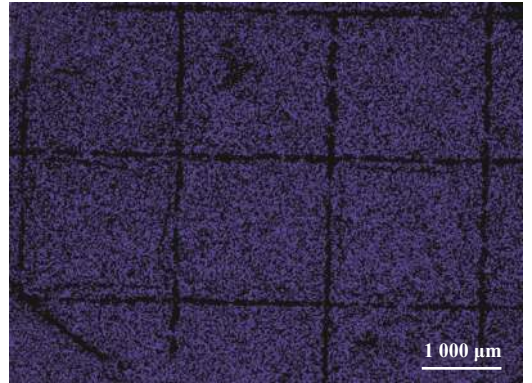
Unit cell size/mm	Volume of reinforcement/%	Density of samples/(g/cm ³)
0(Pure Cu)	0	8.90
5.00	3.10	8.88
3.75	4.05	8.86
2.75	4.80	8.85
1.75	6.60	8.83
0.75	13.35	8.74

Ni等的分布分析结果如图5所示.可见,在凝固过程中,增强体中的部分Fe和Ni等扩散到基体中,保证了增强体与基体的结合.

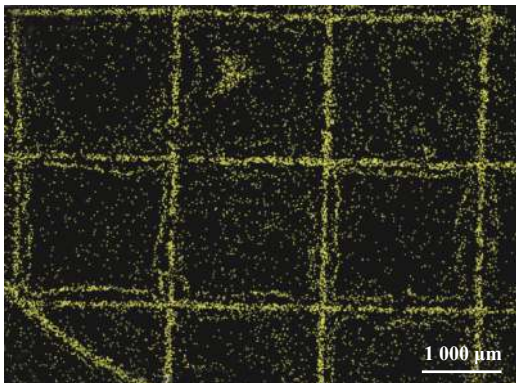
图6为不同尺寸单元体空间结构增强铜基复合材料的硬度结果.由图6可见,增强体有效提高了复合材料的硬度,随着空间结构单元体尺寸的减小,铜基复合材料硬度升高,单元体尺寸为0.75 mm的空间结构增强铜基复合材料硬度最高,达到HBW120,是纯铜硬度的1.71倍.这表明通过调节空间结构增强体单元体尺寸控制增强体在铜基体的分布及体积分数,能够实现铜基复合材料硬度的设计和有效调控.



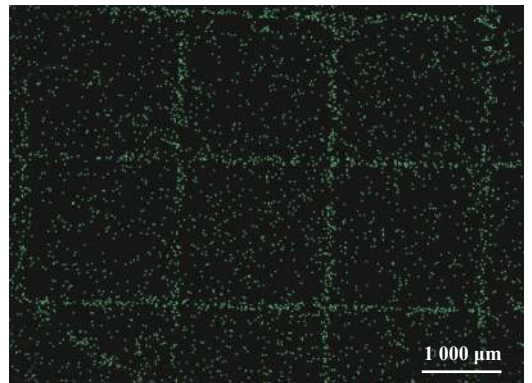
(a) SEM micrograph



(b) Cu map



(c) Fe map



(d) Ni map

Fig. 5 EDS mapping analysis of copper matrix composite

图5 空间增强铜基复合材料的SEM形貌与EDS分析结果

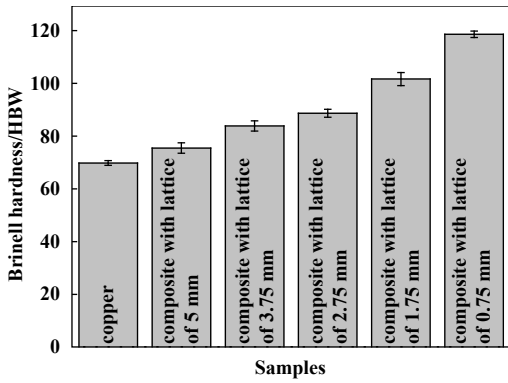


Fig. 6 Effect of lattices cell on hardness of the composites

图 6 空间结构单元体尺寸对复合材料硬度的影响

2.2 磨损性能

图7是1~25 min磨损时间里,不同单元体尺寸空间结构增强铜基复合材料的体积磨损量随时间的变化.可见,在1~25 min的磨损时间里,复合材料体积磨损量均低于纯铜,空间结构增强体明显提高了铜基复合材料的磨损性能,随着单元体尺寸的减小,体积磨损量逐渐下降,单元体尺寸0.75 mm空间结构增强铜基复合材料体积磨损量最低,比纯铜的磨损量降低58%.这表明调整空间结构的单元体尺寸不仅能控制复合材料的硬度,也能有效控制复合材料的磨损性能.

图8所示为不同尺寸单元体空间结构增强铜基复合材料的磨损形貌.其中,图8(a)是纯铜的磨损形貌,可见,纯铜呈现典型的黏着磨损形貌,磨损面上有大

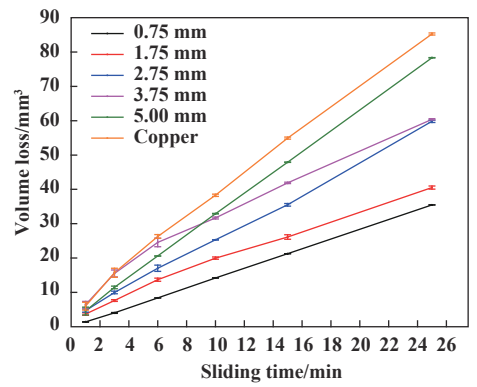


Fig. 7 Effect of lattice and sliding time on the volume loss of copper matrix composite

图 7 不同尺寸单元体空间结构与磨损时间对复合材料体积损失量的影响

量裂纹和黏着磨损磨屑存在,这是由于纯铜硬度低,且Fe和Cu原子之间存在很强的黏附力^[21],磨损时对磨的GCr15钢盘会粘附铜导致试样黏着磨损失效.图8(b)为单元体尺寸为5.00 mm的空间结构增强铜基复合材料的磨损形貌,可见黏着磨损磨屑大大减少,而磨损表面出现犁沟和剥落坑.

黏着磨损是滑动摩擦时摩擦副接触面局部发生金属黏着,在随后相对滑动中黏着处被破坏,导致零件表面擦伤或金属屑粒从零件表面被脱落的磨损失效形式.发生黏着磨损的主要原因是由于材料表面微凸体在应力下发生塑性流动,接触点黏着焊接,而在

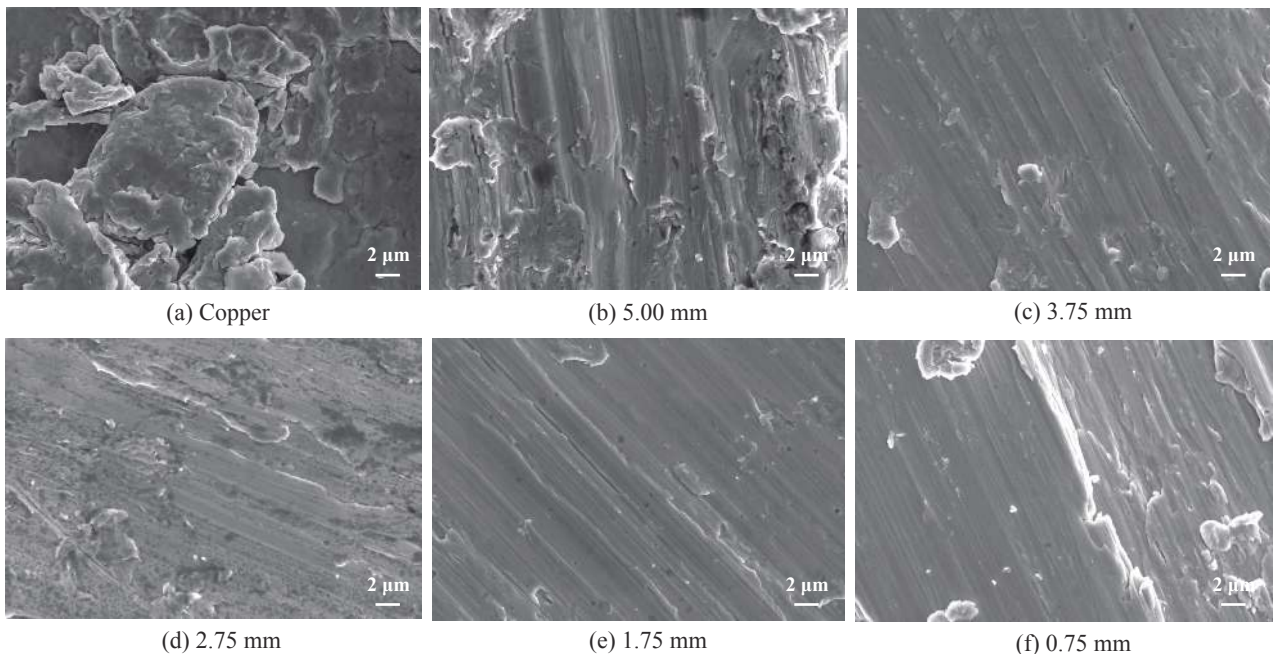


Fig. 8 Morphology of worn composite with the lattice

图 8 不同尺寸单元体空间结构增强铜基复合材料的磨损形貌

随后摩擦过程中, 焊合点被剪切撕裂发生材料转移, 并进一步由于加工硬化、疲劳和氧化等原因形成磨屑. 在载荷不变时, 提高材料的硬度, 有利于降低黏着磨损. 空间结构增强体的加入, 提高了复合材料的硬度和抗塑性变形能力, 使得复合材料的抗黏着磨损能力增强.

但铁基空间增强体磨损过程中被破坏, 会形成磨粒, 磨粒在磨损过程中划过材料表面, 使得复合材料的磨损机制开始由黏着磨损向磨粒磨损转变. 此时由于空间结构增强体的单元体尺寸较大, 增强效应较弱, 复合材料磨损表面变形大, 犁沟深而明显. 此后, 随着空间结构单元体空间结构的减小, 复合材料的硬度增加, 犁沟变浅, 如图8(c~f)所示.

图8同时表明, 空间结构单元体尺寸对磨损表面形貌的影响, 有两方面的作用. 一方面, 空间结构单元体尺寸越小复合材料增强体体积分数越大, 复合材料硬度越高, 抗磨损能力越强; 但另外一方面, 增强体本身在磨损过程中被破坏形成的硬质磨粒也越多, 其在磨损过程中又会影响磨损表面的形貌. 因此, 对于单元体尺寸为3.75、2.75、1.75和0.75 mm的空间结构增强铜基复合材料, 尽管随着单元体尺寸减小, 复合材料硬度增加, 磨损机制均转变为磨粒磨损, 材料体积磨损量减小, 但是其磨损表面形貌呈现较为复杂变化, 但总体而言, 复合材料的磨损表面形貌与纯铜显著不同.

图9为单元体尺寸1.75 mm的空间结构增强复合

材料的磨损表面能谱分析结果. 由图9可见, 磨损25 min后, 原来均匀规则分布在铜基体里的空间结构在磨损面上已观察不到, 增强体中的Fe、Ni和Co等元素较为均匀地分布在磨损表面上. 图10为磨损25 min后, 复合材料磨损表面的硬度分布与磨损前的硬度对比结果, 由图10可见, 复合材料磨损后, 磨损表面硬度比磨损前材料的表面硬度均有较大提高. 这是由于磨损过程中, 空间结构中Fe、Ni和Co元素在力和热作用下, 和Cu形成固溶体, 进一步提高了铜基体的硬度, 有利于复合材料耐磨性的提高.

3 结论

a. 激光选区熔化制备空间结构与挤压铸造结合, 能够制备增强体与铜基体界面结合良好的空间结构增强铜基复合材料. 通过调控空间结构单元体的尺寸能够有效控制增强体的分布与体积分数, 进而实现铜基复合材料性能设计与控制.

b. 随着空间结构单元尺寸的减小, 复合材料增强体体积分数不断增加, 硬度和耐磨性提高. 结构单元尺寸为0.75 mm时, 复合材料增强体体积分数为13.35%, 硬度达到HBW120, 为铜基体硬度的1.71倍; 载荷40 N、线速度0.75 m/s、磨损时间25 min 条件下的体积磨损量为 35.4 mm^3 , 比铜基体磨损量降低58%.

c. 空间结构增强体使得铜基复合材料摩擦磨损机制发生变化, 由纯铜的黏着磨损机制转变为磨粒磨损为主. 磨损后, 增强体中的Fe、Ni和Co等元素在磨损

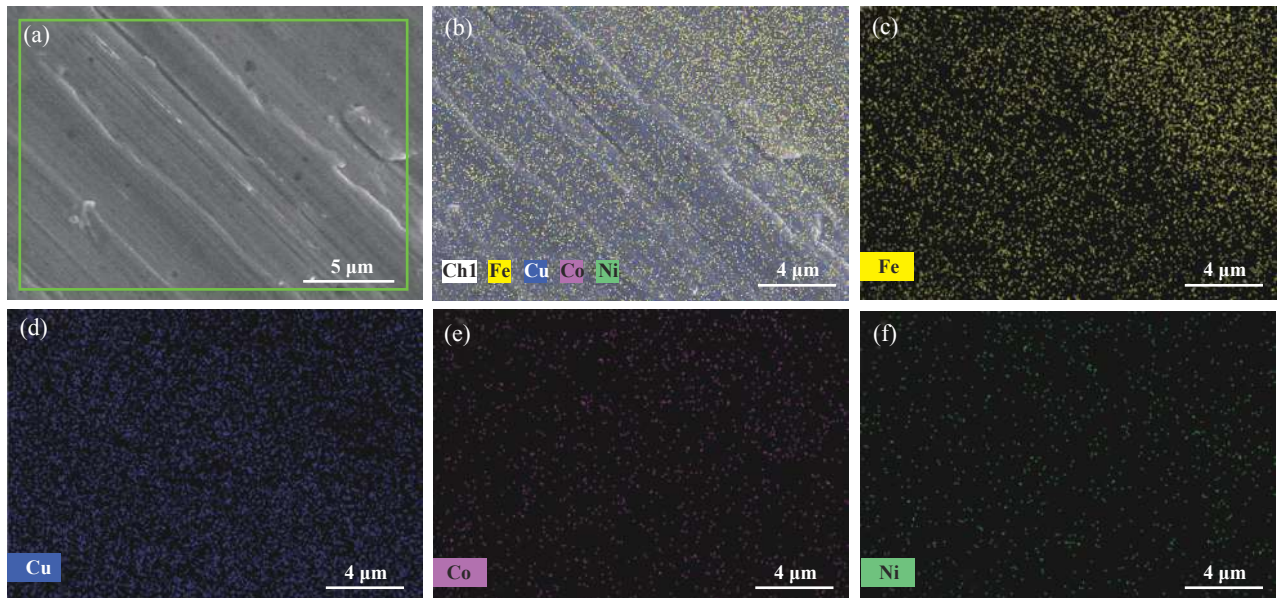


Fig. 9 EDS map of typical composite worn surface (with lattice of 1.75 mm cell size)

图9 典型复合材料磨损表面面扫能谱图(单元体尺寸1.75 mm)

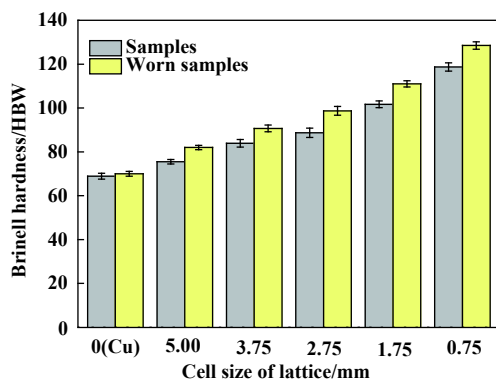


Fig. 10 Hardness of worn composites and original composites with different lattice

图 10 磨损前后不同晶格尺寸空间结构增强铜基复合材料的硬度

表面上分布, 进一步提高了铜基复合材料的硬度和磨损性能, 影响磨损表面形貌。

参考文献

- [1] He X C, Zou G P, Xu Y X, et al. Nano-mechanical and tribological properties of copper matrix composites reinforced by graphene nanosheets[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2018, 28(4): 416–421. doi: [10.1016/j.pnsc.2018.04.014](https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2018.04.014).
- [2] Jiang Yalin, Zhu Heguo. Research status of friction and wear properties of copper matrix composites[J]. *Materials Review*, 2014, 28(3): 33–36 (in Chinese) [蒋娅琳, 朱和国. 铜基复合材料的摩擦磨损性能研究现状[J]. *材料导报*, 2014, 28(3): 33–36].
- [3] Fu Rong, Gao Fei, Mu Chao, et al. Tribological performance of copper matrix composites under dry and wet conditions[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2010, 27(1): 79–85 (in Chinese) [符蓉, 高飞, 牟超, 等. 铜基复合材料干湿条件下的摩擦学行为[J]. *复合材料学报*, 2010, 27(1): 79–85].
- [4] Liu Debao, Cui Chunxiang. Study on dry friction and wear properties of copper-matrix composites reinforced with nitrides ceramics particles[J]. *Tribology*, 2006, 26(1): 54–59 (in Chinese) [刘德宝, 崔春翔. 氮化物陶瓷颗粒增强铜基复合材料的干摩擦磨损性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2006, 26(1): 54–59]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2006.01.012](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2006.01.012).
- [5] Gu Dongdong, Shen Yifu. Fabrication of particle reinforced copper matrix composites by selective laser sintering[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2007, 24(1): 53–59 (in Chinese) [顾冬冬, 沈以赴. 颗粒增强铜基复合材料的选区激光烧结制备[J]. *复合材料学报*, 2007, 24(1): 53–59]. doi: [10.3321/j.issn:1000-3851.2007.01.009](https://doi.org/10.3321/j.issn:1000-3851.2007.01.009).
- [6] Che Jianming. Correlation between the tribological behavior of carbon fiber reinforced copper matrix composite and its worn surface feature[J]. *Tribology*, 2004, 24(2): 144–147 (in Chinese) [车建明. 碳纤维增强铜基复合材料摩擦磨损性能同其磨损表面形貌相关性研究[J]. *摩擦学学报*, 2004, 24(2): 144–147]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2004.02.011](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2004.02.011).
- [7] Xu Wei, Fu Hengzhi. Friction and wear properties of carbon nanotubes reinforced copper matrix composites with and without electric current[J]. *Tribology*, 2010, 30(3): 303–307 (in Chinese) [许玮, 傅恒志. 碳纳米管增强铜基复合材料的载流摩擦磨损性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2010, 30(3): 303–307].
- [8] Xie Sujing, Cao Xiaoming, Zhang Jinsong, et al. On the dry friction and wear properties of copper-matrix composites reinforced with 3D-meshy SiC[J]. *Tribology*, 2003, 23(2): 86–90 (in Chinese) [谢素菁, 曹小明, 张劲松, 等. 三维网络SiC增强铜基复合材料的干摩擦磨损性能[J]. *摩擦学学报*, 2003, 23(2): 86–90]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2003.02.002](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2003.02.002).
- [9] Ma Mai Y J, Chen F X, Lian W Q, et al. Preparation and tribological behavior of copper matrix composites reinforced with nickel nanoparticles anchored graphene nanosheets[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 756: 1–7. doi: [10.1016/j.jallcom.2018.05.019](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.019).
- [10] Shao G, Liu P, Zhang K, et al. Mechanical properties of graphene nanoplates reinforced copper matrix composites prepared by electrostatic self-assembly and spark plasma sintering[J]. *Materials Science and Engineering*, 2019, 739: 329–334. doi: [10.1016/j.msea.2018.10.067](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.067).
- [11] Qiao Z J, Zhou T, Kang J L, et al. Three-dimensional interpenetrating network graphene/copper composites with simultaneously enhanced strength, ductility and conductivity[J]. *Materials Letters*, 2018, 224: 37–41. doi: [10.1016/j.matlet.2018.04.069](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.04.069).
- [12] Li Zhiyong, Yang Bin, Wang Pengcheng, et al. Research status and trend of metal 3D printing technology[J]. *New Technology & New Process*, 2017, (4): 25–28 (in Chinese) [黎志勇, 杨斌, 王鹏程, 等. 金属3D打印技术研究现状及其趋势[J]. *新技术新工艺*, 2017, (4): 25–28].
- [13] Yang Guangyu, Liu Nan, Jia liang, et al. Fabrication and compression property of tungsten skeleton for tungsten-copper composite[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2017, (5): 701–706 (in Chinese) [杨广宇, 刘楠, 贾亮, 等. 钨铜复合材料用钨骨架的制备与压缩性能[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2017, (5): 701–706]. doi: [10.3969/j.issn.1673-0224.2017.05.017](https://doi.org/10.3969/j.issn.1673-0224.2017.05.017).
- [14] Frazier W. Metal Additive Manufacturing: A Review[J]. *Journal of Materials Engineering & Performance*, 2014, 23(6): 1917–1928.
- [15] Kohnen P, Haase C, Bultmann J. Mechanical properties and deformation behavior of additively manufactured lattice structures of stainless steel[J]. *Materials & Design*, 2018, 145: 205–217.
- [16] Rosa F, Manzoni S, Casati R. Damping behavior of 316L lattice structures produced by Selective Laser Melting[J]. *Materials & Design*, 2018, 160: 1010–1018.
- [17] Wang D, Yang Y Q, Liu R C, et al. Study on the designing rules and processability of porous structure based on selective laser melting (SLM)[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013,

- 213(10): 1734–1742. doi: [10.1016/j.jmatprotec.2013.05.001](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.05.001).
- [18] Leary M, Mazur M, Williams H. Inconel 625 lattice structures manufactured by selective laser melting (SLM): Mechanical properties, deformation and failure modes[J]. *Materials & Design*, 2018, 157: 179–199.
- [19] Xu Lei, Chen Caixia, Wu Shenqing. Solidification microstructure of Al₂O₃ short fiber reinforced M124F composite[J]. *Acta Materialia Composita Sinica*, 2010, 27(6): 76–81 (in Chinese) [徐蕾, 陈彩霞, 吴申庆. Al₂O₃纤维/M124F复合材料的凝固组织[J]. *复合材料学报*, 2010, 27(6): 76–81].
- [20] Chen G, Yang M, Jin Y. Ultrasonic assisted squeeze casting of a wrought aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 266: 19–25. doi: [10.1016/j.jmatprotec.2018.10.032](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.10.032).
- [21] Nakanishi R, Sueoka K, Shiba S. First principles calculation of stable structure and adhesive strength of plated Ni/Fe(100) or Cu/Fe(100) interfaces[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, 19(4): 988–991. doi: [10.1016/S1003-6326\(08\)60392-1](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60392-1).

DOI: 10.16078/j.tribology.2019040

复层孔隙分布铁基粉末冶金材料的力学和摩擦学性能

张国涛^{1*}, 尹延国², 李蓉蓉², 童宝宏¹, 刘聪^{1,2}

(1. 安徽工业大学 机械工程学院, 安徽 马鞍山 243002;

2. 合肥工业大学 摩擦学研究所, 安徽 合肥 230009)

摘要: 采用粉末冶金工艺制备基体致密、表层多孔含油的复层铁基含油材料, 利用SEM、EDX和XRD分析材料微观组织形貌、组元和物相组成及断口形貌, 并基于HDM-20端面摩擦磨损试验机评价其摩擦磨损性能。结果表明: 在铁基粉末冶金材料中添加适量TiH₂可有效提高材料的孔隙率, 同时在孔隙附近内生TiC硬质相, 有效弥补孔隙对力学性能削弱; 添加TiH₂后, 材料的硬度提高, 压溃强度有所降低, 材料的断裂机理逐渐由韧性断裂转变为脆性断裂; 随着TiH₂含量增加, 材料的摩擦学性能呈现先变好后恶化趋势, 含质量分数3%TiH₂材料的综合力学和摩擦学性能较好, 能实现较高强度与良好自润滑特性的统一。研究工作为研制高性能铁基含油轴承材料提供新的思路。

关键词: 铁基含油轴承材料; 粉末冶金; 复层孔隙; 力学性能; 摩擦磨损

中图分类号: TH117.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0619-09

Mechanical and Tribological Properties of Fe-Based Powder Metallurgy Materials with Multi-Layer Porosity

ZHANG Guotao^{1*}, YIN Yanguo², LI Rongrong², TONG Baohong¹, LIU Cong^{1,2}

(1. School of Mechanical Engineering, Anhui University of Technology, Anhui Ma'anshan 243002, China

2. Institute of Tribology, Hefei University of Technology, Anhui Hefei 230009, China)

Abstract: The iron-based bearing materials with dense matrix and porous surface layer were made by powder metallurgy process. The microstructure and morphology were analyzed by scanning electron microscopy, energy dispersive spectroscopy and X-ray diffraction. The friction and wear properties of the composites were evaluated by an HDM-20 end-face friction tester. Results show that addition of appropriate TiH₂ effectively improved the porosity of the iron-based powder metallurgy materials. And TiC phase, endogenous near the pore, can effectively compensate the weakening due to the pores. The addition TiH₂ increased the hardness but decreased the crushing strength. The fracture mechanism gradually changed from ductile fracture to brittle fracture. With the increase of TiH₂ content, the tribological properties became better first and then worsen. The comprehensive mechanical and tribological properties of the materials containing 3% TiH₂ were better, and the combination of high strength and good self-lubricating properties can be realized. This work provides a new idea for the development of high-performance iron-based oil bearing materials.

Key words: iron-based oil bearing materials; powder metallurgy; laminated pores; mechanical properties; friction and wear

Received 14 March 2019, revised 26 April 2019, accepted 12 May 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: hfutt@sina.com, Tel: +86-15375283582.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (51575151, 51975005) and Anhui Natural Science Foundation (1908085QE195).

国家自然科学基金项目(51575151, 51975005)和安徽省自然科学基金项目(1908085QE195)资助。

铁基粉末冶金轴承材料工作时,能依靠自身孔隙中储存的油液持续向外析出,在接触面间形成润滑油膜,起到良好自润滑作用^[1-3]。在一些性能要求较高的边界润滑工况,铁基含油轴承材料常出现力学性能不足问题,尽管可通过增加烧结密度来提高承载能力,但由于孔隙率不足将导致含油性能变差^[4-7]。

孔隙作为粉末冶金材料的固有属性,对材料的力学和摩擦学性能均有重要影响。目前针对材料基体孔隙对其润滑特性影响的研究已有报道^[8-10],相关理论一定程度上能指导材料基体孔隙的摩擦学设计。在粉末冶金材料的实际制备方面,传统通过改变成型工艺或引入第二相来调控孔隙参数的方法,在材料的高承载与优良自润滑特性方面难以兼顾。受人体关节软骨的多层结构启发,Bender等^[11]通过对粉末冶金材料表面二次加压成型,制备了孔隙率梯度变化的仿人工关节轴承材料,并分析了加压工艺对材料孔隙梯度分布的影响。金卓仁等^[12]在轴承表层材料中添加 $PbCO_3$ 作为造孔剂,其分解产物 PbO 在轴承表层起到固体润滑作用,所制备的梯度自润滑轴承与普通单层含油轴承相比,极限PV值提高了两倍。Mouri等^[13]采用二色成型法制备出高强耐磨的复层烧结轴承材料。复层粉末冶金材料与双金属类似,能充分发挥两种材料各自的优点,使材料整体获得更加优异的性能^[14-15],在工业生产中已体现出明显优势和良好应用前景,如采用复层烧结材料制备的气门座圈已在高性能发动机中得到广泛应用^[16-19]。然而,与普通单层烧结材料相比,针对复层烧结材料兼具高承载和优良自润滑性能的研究还较为少见。同时,由于一般粉末冶金工艺均采用一次压制成型方式,孔隙沿试样厚度方向的梯度分布不明显,单纯依靠改变制造工艺较难实现试样孔隙率的变化。为此,本文作者通过在表层添加造孔剂,采用粉末冶金工艺制备具有两层不同孔隙结构的铁基轴承材料,并在端面摩擦试验机上开展复层轴承材料摩擦学试验,研究其力学和摩擦学性能。研究工作为实现兼具高强与自润滑性能的铁基含油轴承材料提供参考。

1 试验部分

1.1 试验材料及制备

选用 TiH_2 为造孔剂,表层材料配方列于表1中,基层配方在1[#]配方的基础上,去除ZnSt、 TiH_2 并增加0.25%润滑剂酰胺蜡,以增强基体材料压制过程中粉末的流动性与致密性。制备试样时,首先选取各组配方材料的压制密度为 7 g/cm^3 ,各组配方中仅改变造孔

表1 不同 TiH_2 含量的配方

Table 1 Formula of different TiH_2 content

No	w(Fe)/%	w(C)/%	w(Cu)/%	w(P)/%	w(TiH_2)/%	w(ZnSt)/%
1 [#]	Bal	0.8	5	0.1~0.2	0	0.8~1.6
2 [#]	Bal	0.8	5	0.1~0.2	2	0.8~1.6
3 [#]	Bal	0.8	5	0.1~0.2	2.5	0.8~1.6
4 [#]	Bal	0.8	5	0.1~0.2	3	0.8~1.6
5 [#]	Bal	0.8	5	0.1~0.2	3.5	0.8~1.6
6 [#]	Bal	0.8	5	0.1~0.2	4	0.8~1.6

剂 TiH_2 的质量分数,保证烧结后材料的孔隙率变化仅受 TiH_2 质量分数影响。按表1称取粉末装入锥型混料器中混合0.5~1 h。物料混合完成后装入模具,在50T自动液压机上采用2次铺粉、1次压制的工艺压制铁基轴承材料试样,压强为500~600 MPa,生坯尺寸为 $\phi 35.4\text{ mm} \times 4.4\text{ mm}$ 。压制好的生坯在网带烧结炉中烧结,烧结温度为 $1\ 080\sim 1\ 150\text{ }^\circ\text{C}$,烧结时间为3.5 h。烧结时通入分解氨气氛保护。烧结后的复层试样经真空浸油与磨削加工成为摩擦试样,具体的试验流程与参数见作者前期发表的文章^[5]。

1.2 试验方法

为分析材料的力学性能,材料硬度在HBRVU-187.5布洛氏硬度计上进行,材料的压溃强度在万能材料试验机上测试,利用扫描电镜观察材料断面形貌并判断断裂机理。为表征材料的孔隙含油性和力学性能对摩擦学特性的影响,在合工大自制的端面摩擦试验机上进行摩擦磨损试验,对摩件为硬度为HRC48~52的40Cr,试验采用油浴润滑,转速735 r/min(线速度1 m/s),加载980 N,试验时间20 min。图1所示为端面摩擦试验机的原理示意图,上试样(外径尺寸30 mm、内径22 mm)以一定转速做旋转运动,下试样通过可绕中心支点旋转的关节轴承固定在夹具底座中。

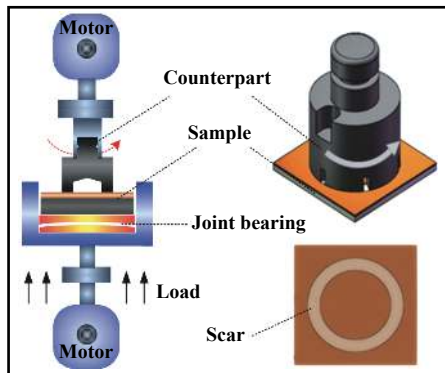


Fig. 1 Schematic diagram of the end face friction tester

图1 端面摩擦试验机原理简图

2 结果与讨论

2.1 材料形貌与成分分析

如图2所示为TiH₂粉末的微观形貌, TiH₂粉末形状不规则, 化学性质比较稳定. 烧结过程中, TiH₂在400~800 °C时分解(TiH₂→H₂+Ti), 生成H₂和单质Ti, 分解产生的H₂从试样中溢出后残留下孔隙.

图3表示TiH₂含量对铁基粉末冶金材料表面和截面孔隙分布的影响. 图3(a)和图3(b) TiH₂试样表面和截面的孔隙分布, 图3(c)和图3(d)为含3.5%TiH₂试样表

面和截面孔隙分布. 从图3(a)和图3(b)中可以看出, 不含TiH₂试样表面的开孔孔隙数量比较少, 并且孔隙的尺寸也较小; 在截面上两层间结合界面处孔隙分布较清晰, 表层由于ZnSt烧结分解残留部分孔隙, 这些孔隙相对孤立, 连通性较差, 基层孔隙少, 相对致密. 从图3(c)和图3(d)中可以看出, 含TiH₂试样表面开孔孔隙数量多, 尺寸变大, 形状不规则, 孔隙在表面分布比较均匀; 在截面上, 表层孔隙较多且相互连通, 基层孔隙少, 相对致密, 两层间结合界面较清晰. TiH₂在烧结时发生分解生成单质钛和氢气, 随着氢气溢出, 在试样

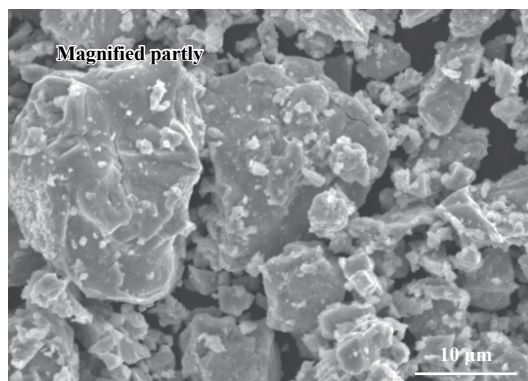
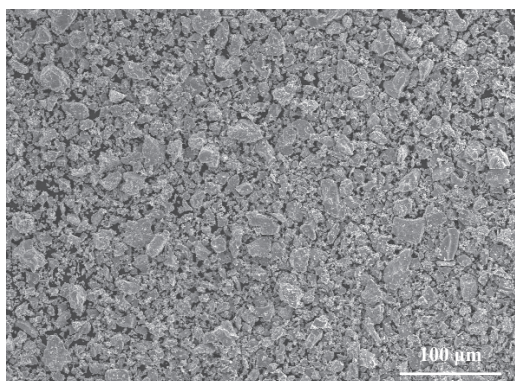


Fig. 2 The morphology of the TiH₂ powders

图2 TiH₂粉末的微观形貌

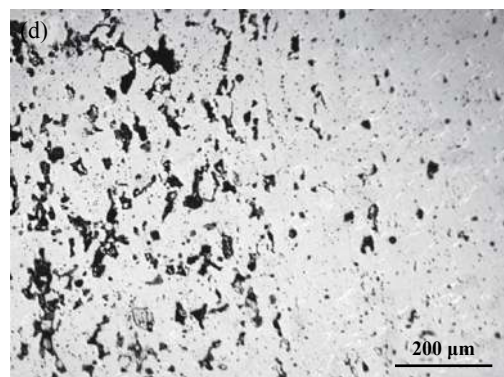
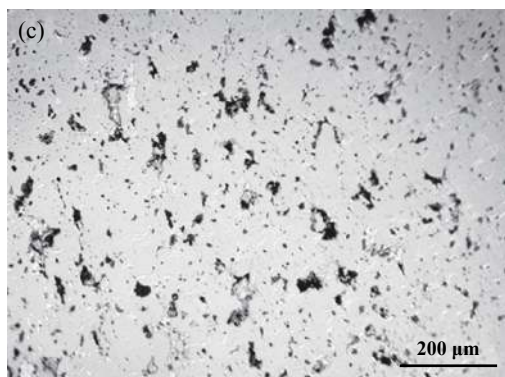
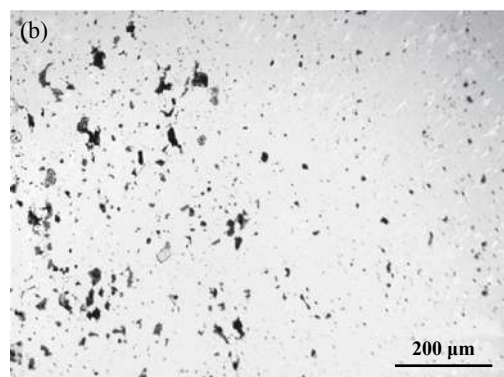
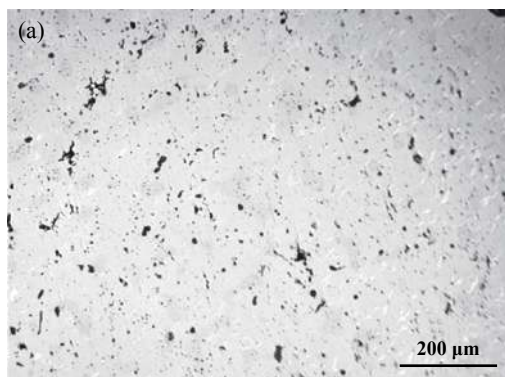


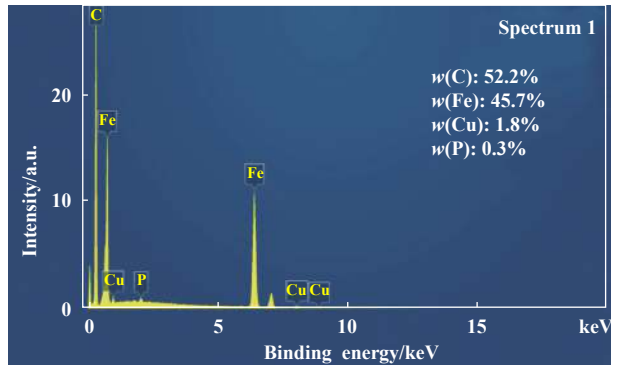
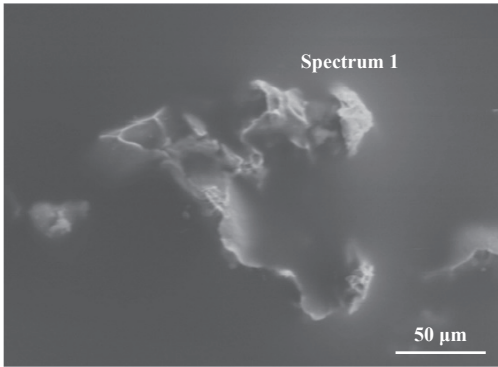
Fig. 3 The open holes on the surface and cross section with different TiH₂ content (a) 0% surface (b) 0% cross section (c) 3.5% surface (d) 3.5% cross section

图3 不同TiH₂含量试样表面和截面的开孔孔隙(a) 0%表面(b) 0%截面(c) 3.5%表面(d) 3.5%截面

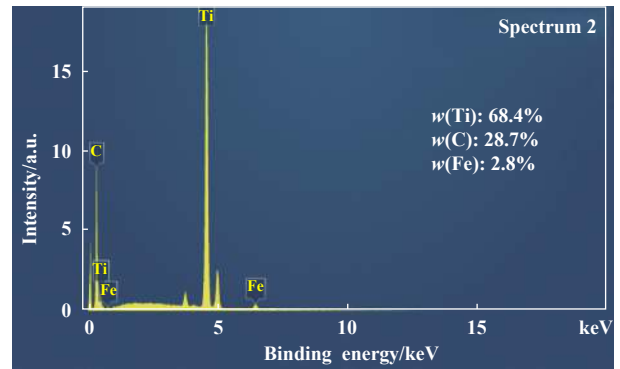
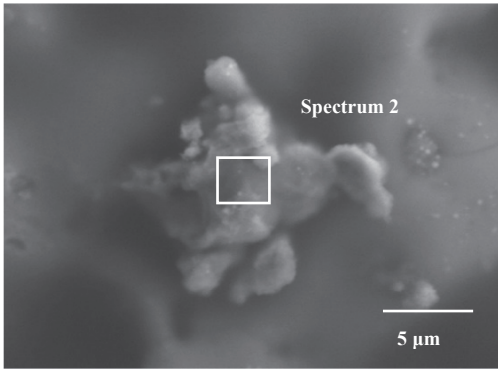
内部形成与外界相互贯通的气体通道, 试样表面的开孔孔隙数量增多且尺寸增大, 随着TiH₂含量增多, TiH₂提高开孔孔隙数量和尺寸的作用更加明显^[16]. 综上所述, 所制备复层铁基材料, 两层材料孔隙率明显不同, 基体材料相对致密, 而表层材料相对多孔疏松, 而且基体和表层的结合面较为整齐, 未出现裂纹与分层现象.

利用扫描电镜观察1#和5#试样表面的微观形貌, 结果如图4所示. 图4(a)为不含TiH₂试样的微观形貌

图, 图中可见有链状物存在, 利用EDS技术分析链状物的成分, 可见主要元素为铁和碳, 考虑这种链状物主要是铁素体或珠光体. 含质量分数3.5%TiH₂试样的微观形貌图中可见较大的颗粒相存在, 见图4(b), EDS分析结果表明, 颗粒相的物相组成为钛、碳和铁, 其中铁原子的含量较低, 钛和碳的原子个数比接近1:1. 对含质量分数3.5%TiH₂材料进行XRD分析(见图5), 结果表明5#材料中含有TiC. 众所周知, TiC是一种硬质颗粒相, 其存在必将对材料的力学性能产生较大影响.



(a) 0.0%



(b) 3.5%

Fig. 4 SEM micrograph and EDS analysis of the samples with different TiH₂ contents

图4 不同TiH₂含量试样表层SEM和EDS分析

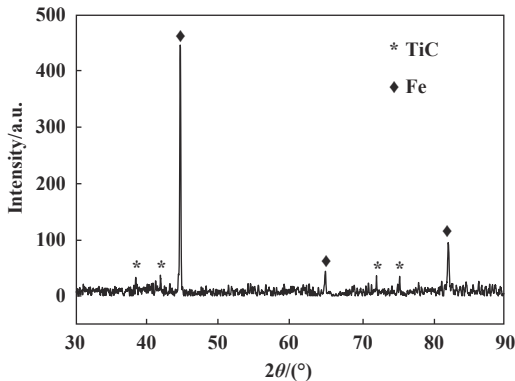


Fig. 5 The XRD pattern of the material with 3.5% TiH₂

图5 含TiH₂ 3.5%材料的XRD谱图

为探究硬质相TiC的生成机理, 采用SEM、EDS技术分析不同TiH₂含量的2#、6#试样中元素C、Ti的分布, 结果如图6所示. 图6(a)、图6(c)分别表示较低放大倍数(50×)下观察2#、6#试样表面形貌及元素含量, 图6(b)、6(d)分别表示较高放大倍数(500×)下观察2#、6#试样表面形貌及元素含量. 由图可见, 2#、6#表面元素含量分布均具有相似的规律, 即试样孔隙及其边缘处的C、Ti含量较高, 其他位置处的C、Ti含量较低. 这说明氢化钛高温分解后生成的单质钛与C发生了原位合成反应, 因此在孔隙附近存在TiC硬质相.

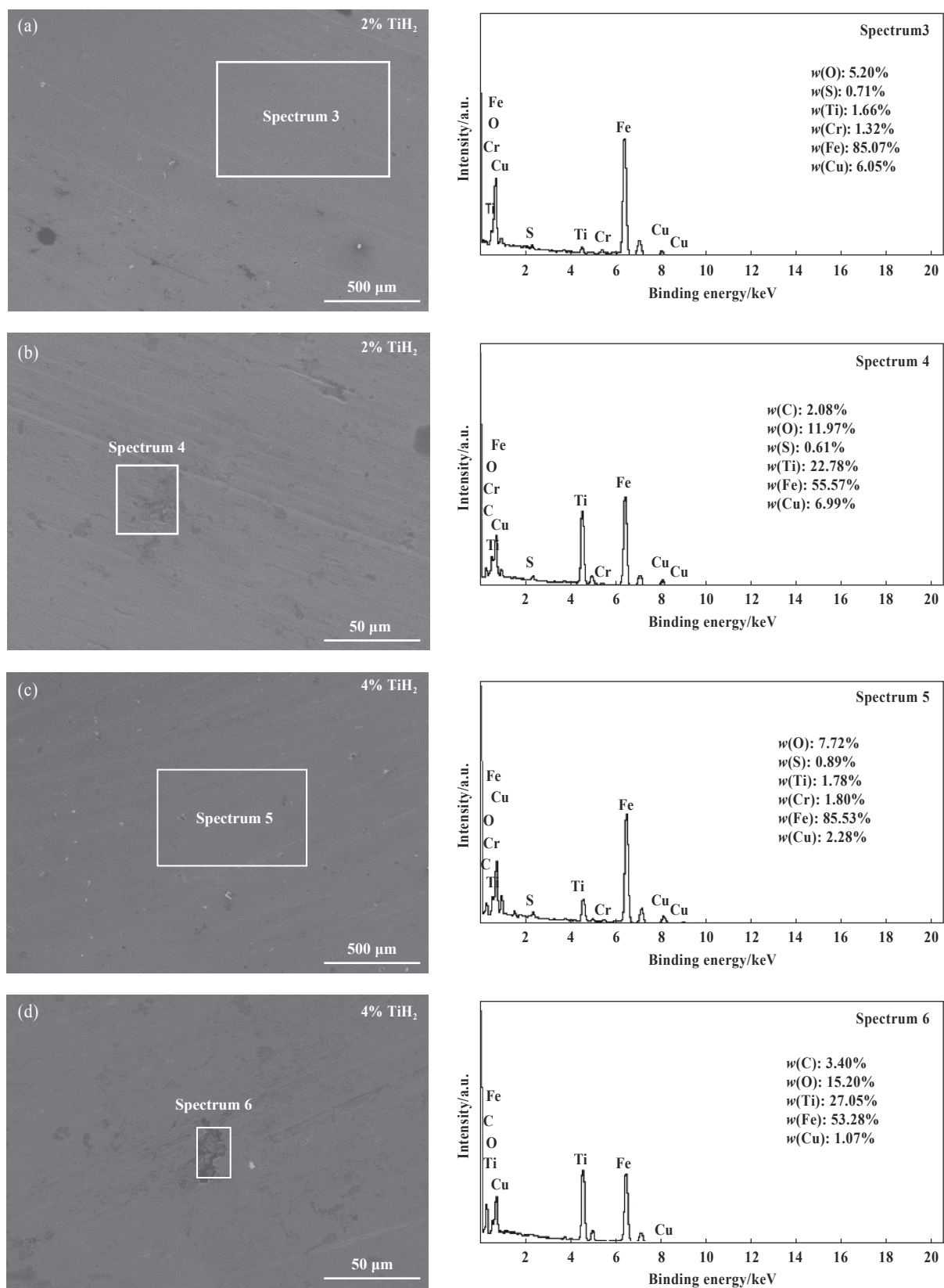


Fig. 6 SEM and EDS analysis of 2[#], 6[#] bearing materials under different magnification

图 6 不同放大倍数下 2[#]、6[#] 轴承材料的 SEM、EDS 分析

2.2 力学性能分析

图 7 给出的是 TiH₂ 含量对材料表层物性参数(包括

密度、孔隙率、硬度和压溃强度)的影响, 由于 TiH₂ 具有造孔作用, 随着 TiH₂ 含量的增加, 孔隙率增加, 密度

逐渐降低,孔隙率增加使得含油率不断上升.一般来讲,孔隙率增加,本应导致材料硬度降低,但与此相反,添加造孔剂 TiH_2 后,铁基粉末冶金材料的孔隙率增加,材料的硬度却随 TiH_2 含量增加而升高.如图7(b)中不含 TiH_2 试样的表层硬度约为HRB57,含4% TiH_2 材料的硬度可达到HRB69左右.这是由于烧结过程中,表层材料发生原位合成反应生成的TiC颗粒属硬质相,对材料表层起到硬质增强作用,因此表层硬度随 TiH_2 含量的增加(孔隙率增加)而上升.从图7(b)还可看出,材料的压溃强度随 TiH_2 含量的增加而降低,这是由于随着 TiH_2 含量的增加,材料中原位生成的TiC硬质相增多,增加了材料的硬脆性,同时TiC硬质相阻碍了粉末颗粒间烧结颈的形成与长大,弱化烧结效果.

图8所示为 TiH_2 含量对表层材料断面形貌的影响.如图8(a)所示,不含 TiH_2 材料断口处可观察到典型的韧窝微坑和撕裂棱痕迹,其断裂机制为韧性断裂和脆性断裂并存,并且以韧性断裂为主;在图8(b)中,含质量分数2% TiH_2 的试样断面仍为韧性断裂和脆性断裂并存,但断面上韧窝微坑和撕裂棱数量减少,其断裂机制逐渐转变为以脆性断裂为主;在图8(c)中,含质量

分数4% TiH_2 试样的断口表面上韧窝基本消失,其断裂机制为脆性断裂.

由于添加造孔剂 TiH_2 后,表层材料中的孔隙率增加,同时原位内生的硬质相割裂了基体材料组织的连续性,故在摩擦磨损试验过程中,在孔隙尖端或硬质相与基体结合界面处易产生应力集中而形成微裂纹.应力较大时,微裂纹迅速扩展,并使材料断裂^[20].由此可见,随 TiH_2 含量增加,铁基材料中的硬质相TiC含量增多,使得材料的硬脆性增加,材料的断裂机理逐渐由以韧性断裂为主转变为以脆性断裂为主,同时材料的压溃强度逐渐降低.

2.3 摩擦磨损性能

图9~10所示为复层含油轴承材料摩擦系数和磨损形貌的试验结果.由图9可见,不含 TiH_2 材料的摩擦系数在整个摩擦过程中摩擦系数维持在较高水平,约为0.10左右;与不含 TiH_2 材料相比,含 TiH_2 材料的摩擦系数较低,且随着 TiH_2 含量增加,摩擦系数呈先逐渐降低后升高趋势,当 TiH_2 质量分数为3%时,摩擦系数较低.在端面摩擦试验中,在外载作用下摩擦副接触面相互压紧,外界润滑油难以进入,因此摩擦界面的

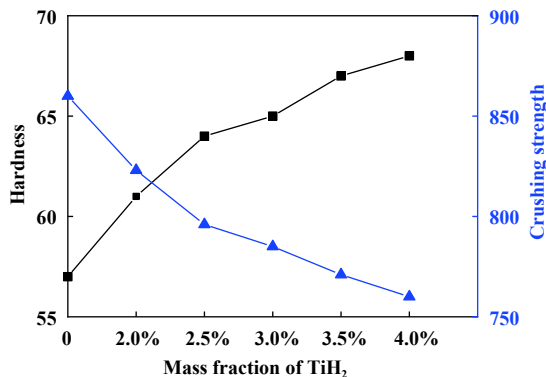
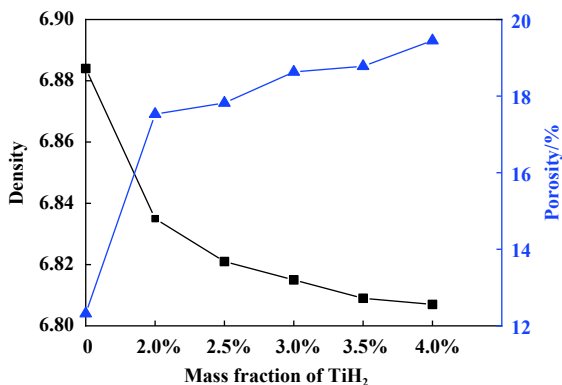


Fig. 7 Variation of physical parameters with different TiH_2 content (a) porosity and density (b) hardness and bursting strength

图7 不同 TiH_2 含量试样物性参数的变化(a)孔隙率和密度(b)硬度和压溃强度

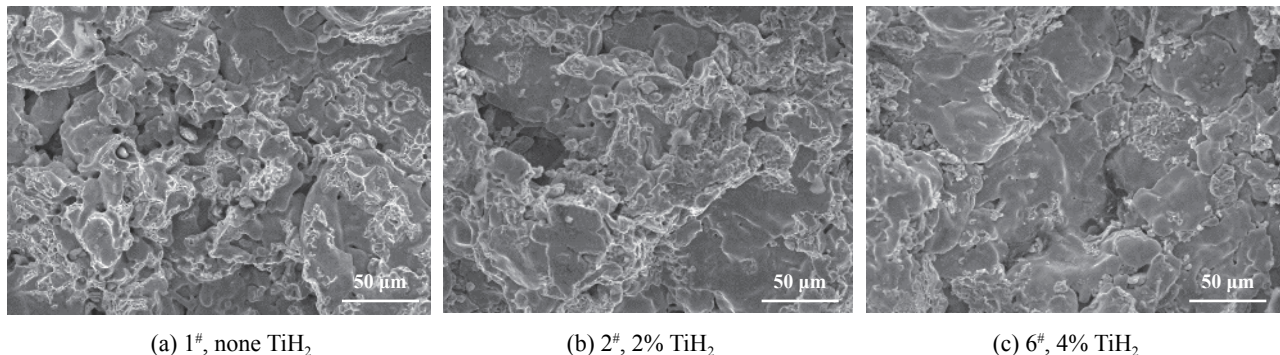


Fig. 8 The fracture morphology of the material with different content of TiH_2

图8 含不同 TiH_2 表层材料的断面形貌

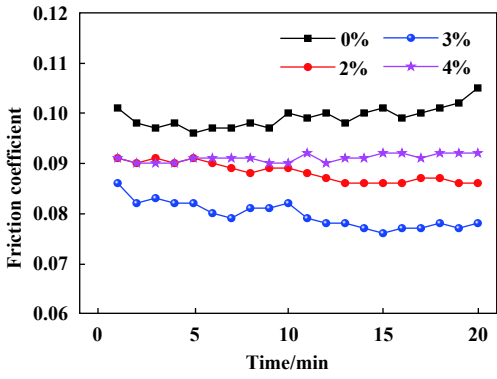


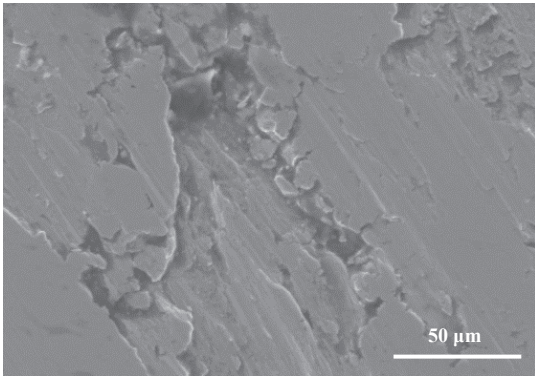
Fig. 9 Friction coefficients of multi-layer sintered specimens with different TiH₂ content

图 9 不同TiH₂含量的复层烧结试样的摩擦系数

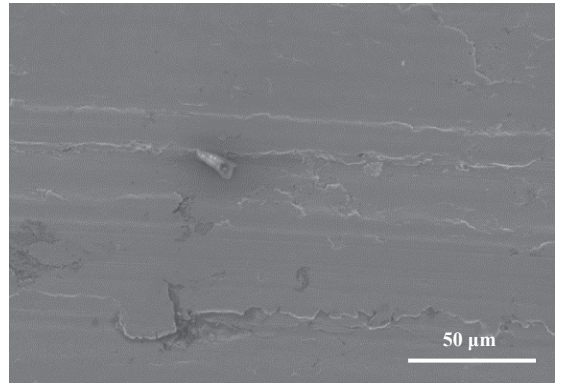
润滑和摩擦性能主要由材料的孔隙含油自润滑性能、力学性能等自身特性影响。不含TiH₂材料的含油率较低,因此在摩擦过程中自润滑性能较差,摩擦系数较高,由于没有内生TiC颗粒的增强作用,材料的硬度较小,摩擦过程中易发生黏着或材料剥落,如图10(a)所示,表面磨损加剧又将进一步影响摩擦系数的稳定性,因此15 min后摩擦系数呈上升趋势。TiH₂质量分数

为2%和3%时,随着TiH₂含量增加,孔隙含油率和内生的TiC硬质相含量增加,材料的自润滑作用增强,摩擦系数较低,且质量分数为3% TiH₂的材料摩擦系数低于含质量分数2%TiH₂的材料,由于硬质增强作用,两种材料的硬度较高,摩擦界面的稳定性较好,不易发生较大程度磨损或材料剥落,如图10(b)和图10(c)所示,因此当摩擦试验处于稳定状态时,随着基体孔隙储油向摩擦界面的供油量增加,10 min后两种材料的摩擦系数均有降低趋势。但仍要注意的是,由于含质量分数2%TiH₂材料的硬度相对较小,材料表面有轻微黏着磨损发生。当TiH₂质量分数为4%时,尽管材料的孔隙含油率较高,自润滑性能较好,但材料中内生TiC含量较多,并且由其导致材料硬度较高,因此材料的摩擦系数比含质量分数2%TiH₂和3%TiH₂材料的摩擦系数高;同时由于过多硬脆性TiC相的存在,材料的压溃强度降低,在磨痕中硬质相附近易发生剥落和黏着磨损,如图10(d)所示。

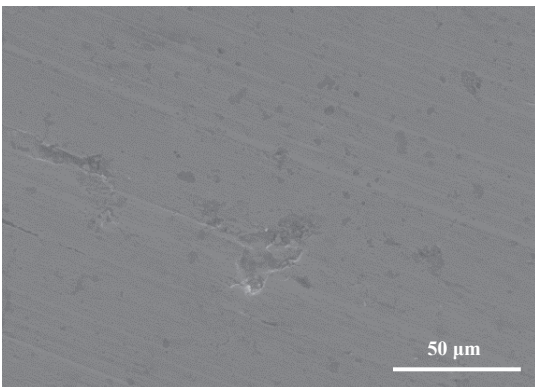
综上所述,摩擦系数随着TiH₂含量增加呈先降低后升高趋势, TiH₂质量分数为3%时材料的摩擦系数较低。磨痕形貌也有类似变化趋势,即随着TiH₂含量增



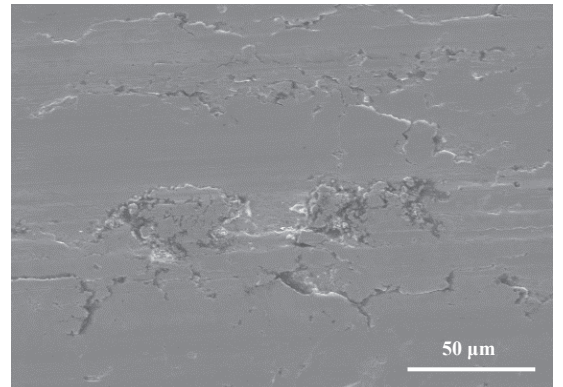
(a) None TiH₂



(b) 2% TiH₂



(c) 3% TiH₂



(d) 4% TiH₂

Fig. 10 Wear morphology of multi-layer sintered specimens with different TiH₂ content

图 10 不同TiH₂含量的复层烧结试样的磨损形貌

加,磨痕形貌呈先变好后恶化的趋势:不含TiH₂材料磨痕表面有明显黏着撕裂及材料剥落;含质量分数2% TiH₂材料磨痕表面有较轻的黏着磨损;含质量分数3% TiH₂材料表面黏着磨损消失,仅有轻微犁沟;含质量分数4% TiH₂材料表面存在黏着磨损及轻微胶合现象。因此,表层材料中含质量分数3% TiH₂时所制备复层铁基材料的综合力学和摩擦学性能较好。

3 结论

a. 添加适量TiH₂能有效调控铁基烧结材料孔隙率,同时发生原位合成反应在孔隙附近生成TiC硬质相,有效补偿孔隙对材料强度的削弱,提升材料的硬度。

b. 随着TiH₂含量的增加,铁基材料中的硬质相TiC增多,材料的断裂机理由以韧性断裂为主转变为以脆性断裂为主。

c. 随着TiH₂含量的增加,复层铁基材料的摩擦学性能呈先变好后恶化趋势,本文试验条件下表层含质量分数3% TiH₂时,复层材料的综合力学和摩擦学性能较好,摩擦系数较低,磨痕表面仅有轻微擦伤和犁沟。

参考文献

[1] Teng Hao, Li Youfu, Zeng Haizu, et al. Assist-sintering characteristics of ultrafine Fe₂O₃ powder in Fe-2%Ni-1%Cu-0.6%C powder metallurgy material[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(10): 2720–2726 (in Chinese) [滕浩, 李佑福, 曾海卒, 等. 微细Fe₂O₃粉在Fe-2%Ni-1%Cu-0.6%C粉末冶金材料中的助烧结特性[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(10): 2720–2726].

[2] Martin F, García C, Blanco Y. Influence of residual porosity on the dry and lubricated sliding wear of a powder metallurgy austenitic stainless steel[J]. Wear, 2015, 328-329: 1–7. doi: 10.1016/j.wear.2015.01.025.

[3] Campos K R, Kapsa P, Binder C, et al. Tribological evaluation of self-lubricating sintered steels[J]. Wear, 2015, 332-333: 932–940. doi: 10.1016/j.wear.2015.01.056.

[4] Song Yuepeng, Gao Xue, Li Fade, et al. Study on self-sharpening cutters for forage harvesting machine with functionally gradient material prepared by combustion synthesis melt-casting under ultra-gravity field[J]. Scientia Sinica Technologica, 2018, 48(1): 94–100 (in Chinese) [宋月鹏, 高雪, 李法德, 等. 超重力熔铸梯度材料制备饲草料收获机械自磨锐切刀[J]. 中国科学: 技术科学, 2018, 48(1): 94–100].

[5] Zhang Guotao, Yin Yanguo, Liu Zhenming, et al. Tribological properties of multi-layer iron based powder metallurgy materials[J]. Transactions of Metal Heat Treatment, 2017, 38(1): 7–13 (in Chinese) [张国涛, 尹延国, 刘振明, 等. 复层铁基粉末冶金材料的摩擦学性

能[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(1): 7–13].

[6] Zheng Kaihong, Gao Yimin, Chen Liang, et al. Three-body abrasive wear behavior of iron matrix composites reinforced with tungsten carbide particles[J]. Tribology, 2012, 32(2): 176–182 (in Chinese) [郑开宏, 高义民, 陈亮, 等. 颗粒增强铁基复合材料的三体磨料磨损性能[J]. 摩擦学学报, 2012, 32(2): 176–182]. doi: 10.16078/j.tribology.2012.02.004.

[7] Vida S I, Jumate N, Thalmaier G, et al. Sintering of sedimented nickel powder gradual porous structures[J]. Powder Metallurgy, 2012, 55(2): 154–161. doi: 10.1179/1743290111Y.0000000025.

[8] Hamidi A G. Application of compression lubricant as final porosity controller in the sintering of tungsten powders[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2017, 66: 21–25.

[9] Zhao Erhui, Ma Biao, Li Heyan, et al. Influence of porosity on local lubrication and friction characteristics of wet clutch[J]. Tribology, 2017, 37(3): 325–332 (in Chinese) [赵二辉, 马彪, 李和言, 等. 孔隙度对湿式离合器局部润滑及摩擦特性影响研究[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(3): 325–332]. doi: 10.16078/j.tribology.2017.03.007.

[10] Zhang Guotao, Yin Yanguo, Li Rongrong, et al. Effect of porous seepage on lubrication performance of circular-face bilayer oil bearing[J]. Tribology, 2019, 39(2): 228–234 (in Chinese) [张国涛, 尹延国, 李蓉蓉, 等. 孔隙渗流对环面复层含油轴承润滑性能的影响[J]. 摩擦学学报, 2019, 39(2): 228–234]. doi: 10.16078/j.tribology.2018146.

[11] Bender S, El Wakil S D, Chalivendra V B. Fabrication and characterisation of powder metallurgy parts having porosity gradient[J]. Powder Metallurgy, 2011, 54(5): 599–603. doi: 10.1179/1743290110Y.0000000005.

[12] Jin Zhuoren, Cheng Jigui, Xia Yonghong, et al. Study on the gradient self-lubricating sliding bearings[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2001, (3): 81–84 (in Chinese) [金卓仁, 程继贵, 夏永红, 等. 梯度自润滑滑动轴承的研制[J]. 机械工程学报, 2001, (3): 81–84]. doi: 10.3321/j.issn:0577-6686.2001.03.020.

[13] Mouri T, Sugai Y, Ito Y. Strength and frictionwear properties of complex layer bearing via unification powder forming and sintering process[J]. Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, 2015, 62(7): 371–376. doi: 10.2497/jjspm.62.371.

[14] Hangai Y, Zushida K, Fujii H, et al. Fabrication and compression properties of functionally graded copper foam made using friction powder sintering and dissolution[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, 26(9): 4508–4513. doi: 10.1007/s11665-017-2896-z.

[15] Li Zhiyou, Zhanglin, Zhou Kechao, et al. Preparation and structure property of iron based material with two-layer structure[J]. Journal of Central South University (Natural Science Technology), 2006, 37(1): 11–15 (in Chinese) [李志友, 章林, 周科朝, 等. 双层烧结铁基材料的制备及其组织性能[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2006, 37(1): 11–15]. doi: 10.3969/j.issn.1672-7207.2006.01.003.

[16] Zhang G T, Yin Y G, Xu M, et al. Tribological properties and

- mechanism of the bilayer iron based powder metallurgy materials[J]. *Industrial Lubrication and Tribology*, 2018, 70(9): 1642–1648. doi: [10.1108/ILT-08-2017-0248](https://doi.org/10.1108/ILT-08-2017-0248).
- [17] Kagohara Y, Takayanagi S, Haneda S, et al. Tribological property of plain bearing with low frictional layer[J]. *Tribology International*, 2009, 42(11): 1800–1806.
- [18] Wiśniewska W H. Deposition of MoS₂ particulate layers by pressure impregnation of porous sliding bearings[J]. *Archives of Civil & Mechanical Engineering*, 2014, 14(2): 255–261.
- [19] Zhang Guotao. Research of lubrication property and surface sulfurizing modification of bilayer oil bearing[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2018(in Chinese) [张国涛. 复层含油轴承润滑特性及表面硫化改性研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2018].
- [20] Zhang Pengzhan, Liu Fei, Zhang Jin, et al. Effects of sintering temperature on the phase composition and mechanical properties of the reaction sintered ferrosilicon nitride composites[J]. *Functional Materials*, 2019, 50(3): 3165–3169 (in Chinese) [张鹏展, 刘飞, 张金, 等. 烧结温度对反应烧结氮化硅铁复合材料物相组成及力学性能的影响[J]. *功能材料*, 2019, 50(3): 3165–3169].

DOI: 10.16078/j.tribology.2019003

质子型离子液体水基润滑液摩擦学性能研究

张建文, 张朝辉*, 刘志杭

(北京交通大学机械与电子控制工程学院, 北京 100044)

摘要: 配置了不同质量分数的质子型离子液体二乙醇胺月桂酸(Bis[(2-hydroxyethyl)ammonium] lauric, B_{OEA}L)水溶液, 使用MRS-10A摩擦试验仪、NGY-6型纳米膜厚测量仪、接触角测量仪, 对B_{OEA}L水溶液的减摩抗磨性能、极压性能、成膜性能和润湿性等进行试验研究, 并用3D共聚焦表面形貌仪和XPS对摩擦磨损机制进行了分析. 结果表明: 质量分数为5%的B_{OEA}L水溶液最大无卡咬负荷在834~883 N之间, 相比纯水(98 N)有较大的提高, 即B_{OEA}L可作为水基润滑液的极压添加剂. B_{OEA}L的加入显著提高了纯水的成膜能力以及在钢-钢摩擦副表面的润湿性能. 分析原因是B_{OEA}L中的极性基团可以在金属表面形成致密的化学吸附膜或物理吸附膜, 从而使得金属摩擦副的摩擦系数降低, 抗磨效果提高, 同时由于B_{OEA}L分子极性较强, 低质量分数的B_{OEA}L水溶液在不锈钢表面就表现出良好的摩擦学性能.

关键词: 二乙醇胺月桂酸; 水基润滑液; 减摩抗磨; 成膜特性; 润湿性

中图分类号: TH117.1; TH117.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0628-07

Lubricating Properties of the Protic Ionic Liquids as the Water-Based Lubricating Additives

ZHANG Jianwen, ZHANG Chaohui*, LIU Zhihang

(School of Mechanical, Electronic and Control Engineering, Beijing Jiaotong University, Beijing 100044, China)

Abstract: Protic ionic liquid (Bis[(2-hydroxyethyl)ammonium] lauric, B_{OEA}L) aqueous solutions were prepared. Friction-reducing and anti-wear properties, extreme pressure properties, film forming properties and wettability of B_{OEA}L aqueous solutions were tested on the MRS-10A friction tester, Ngy-6 nanometer and Contact angle tester. The friction and wear mechanism were analyzed by 3D surface profiler and X-ray photoelectron spectrometer. The results show that low concentration B_{OEA}L aqueous solution had excellent extreme pressure performance, and the non-seizure value(P_B) of the B_{OEA}L aqueous solution(5%) was between 834 N and 883 N. Compared to that of pure water (98 N), the B_{OEA}L aqueous solution had good extreme pressure performance. The film forming ability of pure water and the wettability of steel-steel friction pair surface were remarkably improved by B_{OEA}L. The reason was that the polar groups of B_{OEA}L can form a dense chemical or physical adsorption film on the metal surface, which reduced the friction coefficient and improved the anti-wear properties. Because of the saturated adsorption of the polar molecules, low concentration of B_{OEA}L aqueous solutions had good tribological properties.

Key words: bis[(2-hydroxyethyl)ammonium] lauric; water-based lubricant; friction reduction and anti-were properties; film-forming properties; wettability

随着能源危机的加剧和人们环保意识的不断增强, 绿色可持续的水基润滑液受到人们的广泛关注^[1-2]. 但水基润滑液的成膜性能和抗磨效果差, 水解稳定性不好等使得其实际应用受到了限制. 离子液体具有良好的生物降解性、不易燃和难挥发等优点被称为理想

的润滑剂. 研究结果表明: 离子液体作为润滑剂其性能远远超过全氟聚醚类和磷嗪等传统润滑剂^[3-4].

Xie等^[5]研究了两种传统离子液体的成膜性能, 发现在卷吸速度达到0.1 mm/s时离子液体的润滑膜都没有发生失效, 对应的膜厚在10 nm左右, 认为离子液体

有着良好的承压能力. Guo等^[6]研究了离子液体作为润滑剂时分子中的官能团以及分子结构对于其减摩抗磨性能有着很大的影响, 氨基酸离子液体在钢/钢、陶瓷/陶瓷摩擦副上均能够有效减小摩擦系数. 宋等^[7]研究了锂离子液体作为聚乙二醇添加剂的摩擦学性能, 相比于传统的离子液体, 该类添加剂显示出更为优异的减摩抗磨特性, 其中以TFSI⁻为阴离子的离子液体表现出最好的减摩性能. Aviles等^[8]将有机酸作为阴离子合成的质子型离子液体有着良好的水溶性, 在306L不锈钢摩擦副表面以1 N载荷作往复运动可在短时间内达到超滑状态. 离子液体作为润滑剂已经进行过许多研究, 但是离子液体作为水基润滑添加剂研究很少, 且市面上已有的离子液体水润滑添加剂合成过程复杂造价高昂, 性能良好的水溶性离子液体大多含有卤素、P和S等, 不仅会在摩擦过程中水解产生氯化氢腐蚀金属, 同时S和P的使用也会造成自然环境的污染^[9-10].

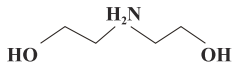
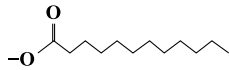
鉴于此, 本文作者合成一种只含C、N和O元素且水溶性良好的离子液体B_{OEA}L, 并以其水溶液作为试验对象, 系统地研究B_{OEA}L水溶液在钢/钢摩擦副表面的成膜性能、润湿性和减摩抗磨特性, 以期为分子设计润滑添加剂开阔新的思路^[11-12].

1 试验部分

本文中的研究对象离子液体二乙醇胺月桂酸采用布朗斯特酸碱中和反应一步合成^[13], 产物在常温下为白色晶体(分子结构如表1), 恒温下(25 °C)经磁力搅拌器搅拌, 在水中的溶解度大于70 g(水100 g). 本文中用超纯水配置1%、5%、10%、15%和20%的B_{OEA}L水溶液各300 ml, 静置备用. 研究中使用MRS-10A型四球试验机对不同质量分数的B_{OEA}L水溶液进行减摩抗磨特性测试. 试验所用钢球为上海钢球厂生产的Φ12.7 mm试验专用钢球, 硬度HRC64~66. 在3种不同静载荷100、300和500 N, 转速1 200 r/min试验条件下分别进行1 200 s长磨试验, 测试不同质量分数B_{OEA}L水溶液的摩擦系数、磨斑直径和极压性能(P_B 值), 其中极压性能的评价方法是在钢球滑动接触10 s后测量摩擦副表面的磨斑直径, 与GB/T12583-90中的标准值进行比较. 长磨试验结束后使用Nexview™ NX2三维光学形貌仪测量磨斑三维形貌, 测量其粗糙度的算术平均高度、最大粗糙峰、粗糙度均方根高度, 同时在垂直于磨痕方向进行二维横切面扫描, 表征磨痕表面的磨损情况和润滑液的减摩抗磨效果. 另外运用XPS设备对磨

表1 B_{OEA}L的分子结构

Table 1 Molecular structure of B_{OEA}L

Name	Cation	Anion
B _{OEA} L		

痕内部进行光电子能谱分析, 了解磨屑产物, 进一步分析B_{OEA}L水溶液的润滑机理.

润湿性是分析固-液表面润滑特性的一项重要指标, 当润滑液接触到金属表面上时可以较大程度的改变固-液的物理化学特性, 且研究中一般以接触角来衡量润湿性强弱^[14]. 本文中采用SZ-CAMD3全自动接触角测量仪对不同质量分数B_{OEA}L水溶液的润湿性试验探究, 用试验专用针头吸取适量B_{OEA}L水溶液, 要求每次试验针头均可生成饱满液滴, 测量表面为201不锈钢, 每次角度测量在液滴滴到不锈钢表面5 min稳定后进行.

润滑液的成膜特性是衡量润滑效果的另一项重要指标, 对研究其润滑特性及揭示其润滑机理有一定的帮助. 本次研究是在NGY-6型纳米膜厚仪上测量不同质量分数的B_{OEA}L润滑液的成膜性能. 试验中摩擦副为球-盘点接触, 玻璃盘单面镀铬, 直径150 mm, 钢球直径7/8英寸, 材料为GCr15, 不锈钢钢球和镀铬的玻璃盘表面粗糙度为3~5 nm, 试验中摩擦副之间的载荷为20 N, 等效接触压力为0.5 GPa, 试验通过控制玻璃盘的转速来实现球-盘接触区滚动速度的连续变化, 并采集润滑区域在不同速度时中心膜厚值, 试验简图如图1所示.

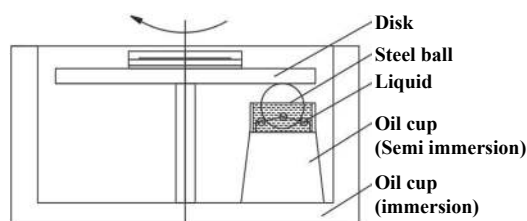


Fig. 1 Sketch of the film forming semi-immersion experiment

图1 成膜半浸泡试验简图

2 试验结果与分析

有机物中碳链长度的增加, 会减少其在水中的溶解度, 本研究中离子液体的阴离子为十二个碳的不饱和和脂肪酸月桂酸, 其羧酸基团和阳离子二乙醇胺中两个羟基基团都增加了该离子液体的水溶性. 有机水溶

液中C的数目与其润湿性关系密切,一般 $C_{12}\sim C_{16}$ 的润湿性能最佳^[15].在201不锈钢表面对不同质量分数的 $B_{OEA}L$ 水溶液进行接触角测量,结果列于表2中,各个质量分数的润滑液接触角均小于纯水的接触角,即 $B_{OEA}L$ 显著提高了水溶液的润湿性能.随着 $B_{OEA}L$ 质量分数的增加,接触角从 18.35° 增加到 33.85° 并在 32° 左右达到稳定.这时随着溶液质量分数的增加,其黏度增加,但润湿性基本稳定不变.纯水中加入其他物质会影响水的表面张力进而影响其接触角的大小,在部分多羟基有机物的水溶液中,随着溶质质量分数的提高,水溶液的表面张力会有所增加.试验中采用的离子液体中含有多个羟基,所以表现为 $B_{OEA}L$ 水溶液接触角增加.当 $B_{OEA}L$ 水溶液基本达到临界胶束浓度(CMC),即溶液中的极性分子在金属表面达到饱和和吸附,其浓度的增加在这时候只会增加溶液中胶束的形成,提高水体的黏度,而溶液润湿性不再变化.

常温下对 $B_{OEA}L$ 水溶液的成膜机理进行了探究,发现较低质量分数的 $B_{OEA}L$ 水溶液在不同转速下均有着稳定的润滑膜.相对于纯水来说,1%~5% $B_{OEA}L$ 水溶液的表观黏度与其相差不大,但是试验中发现在点接触润滑状态下的接触区出口区出现了大小不同的“尾巴”.如图3所示,在半浸泡润滑条件下,接触区入口由于气液固三相作用形成了弯月面,水分子在金属表面牢牢吸附并随着球-盘的相对运动被卷入了接触

表2 $B_{OEA}L$ 的水溶液的接触角测量结果

Table 2 Measurement result of contact angle of $B_{OEA}L$ aqueous solution

Lubricant	Contact Angle on 201 stainless steel(after 5 min)	Contact Angle
Water	CA left: 43.8° CA right: 45.5°	$44.65^\circ(\pm 0.8)$
Water+1% $B_{OEA}L$	CA left: 18.6° CA right: 18.1°	$18.35^\circ(\pm 0.25)$
Water+5% $B_{OEA}L$	CA left: 24.8° CA right: 25.3°	$25.05^\circ(\pm 0.25)$
Water+10% $B_{OEA}L$	CA left: 34.9° CA right: 32.8°	$33.85^\circ(\pm 1.05)$
Water+15% $B_{OEA}L$	CA left: 31.1° CA right: 32.4°	$31.75^\circ(\pm 0.65)$
Water+20% $B_{OEA}L$	CA left: 32.8° CA right: 32.4°	$32.60^\circ(\pm 0.20)$

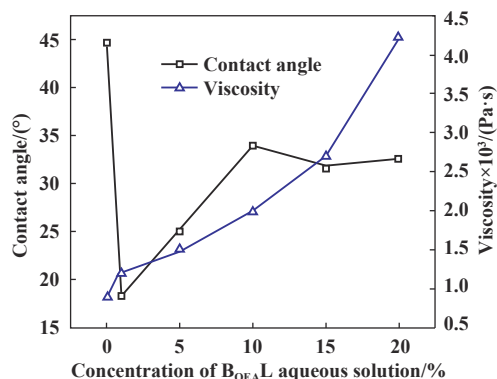


Fig. 2 The relationship between viscosity and contact angle

图2 黏度-接触角关系

区,同时由于流体的动压效应,在出口处有空化现象出现,随着相对运动速度的增加,两种试剂空化现象越来越明显,而水比 $B_{OEA}L$ 溶液的空化现象更明显.这是由于水的黏度低于 $B_{OEA}L$ 溶液.

图4给出了 $B_{OEA}L$ 不同质量分数水溶液的润滑膜厚度随着滑动速度的对数变化,其中实线代表着Hamrock-Dowson点接触膜厚计算值^[16],容易看出, $B_{OEA}L$ 水溶液润滑膜厚随着速度的降低而缓慢的降低,不同质量分数 $B_{OEA}L$ 溶液在速度增加到一定程度时膜厚呈现相对稳定的状态.作者认为该水溶液中 $B_{OEA}L$ 作为极性分子在质量分数小于10%时即可实现金属摩擦副的饱和吸附,润滑液在金属表面形成相对稳定且有序的吸附膜.整个润滑膜由这种有序膜和摩擦副之间的由收敛间隙而形成的流体膜组成,虽然 $B_{OEA}L$ 水溶液的表观黏度与水接近,其流体膜容易被挤出润滑区域,但有序膜由于极性基团在带电金属表面有较强的吸附作用使得其相对稳定,所以整个润滑状态就是玻璃盘和钢球之间形成15 nm左右的稳定的薄膜润滑^[17],宏观表现就是运行到1 000 mm/s时也未出现划盘现象,而水润滑在一定速度下虽然也可形成纳米级别的润滑膜厚,但速度在降低到零左右润滑膜失效且在400 mm/s时即出现了玻璃盘划伤,即其润滑膜主要有流体膜组成,抗压能力几乎可以忽略.

图5给出了质量分数5%的 $B_{OEA}L$ 水溶液在不同载荷下摩擦系数与运动时间的关系.在水润滑环境下,100 N左右的载荷会出现0.6以上的摩擦系数且测试仪器出现刺耳噪声而停机,这是由于纯水难以形成有承载力的润滑膜.而相同载荷下5%质量分数的 $B_{OEA}L$ 水溶液作为润滑剂其摩擦系数小于0.1,即该离子液体水溶液可显著降低摩擦系数.事实上,经测量5%质量分数 $B_{OEA}L$ 水溶液的极压值在800 N以上,所以该离子液

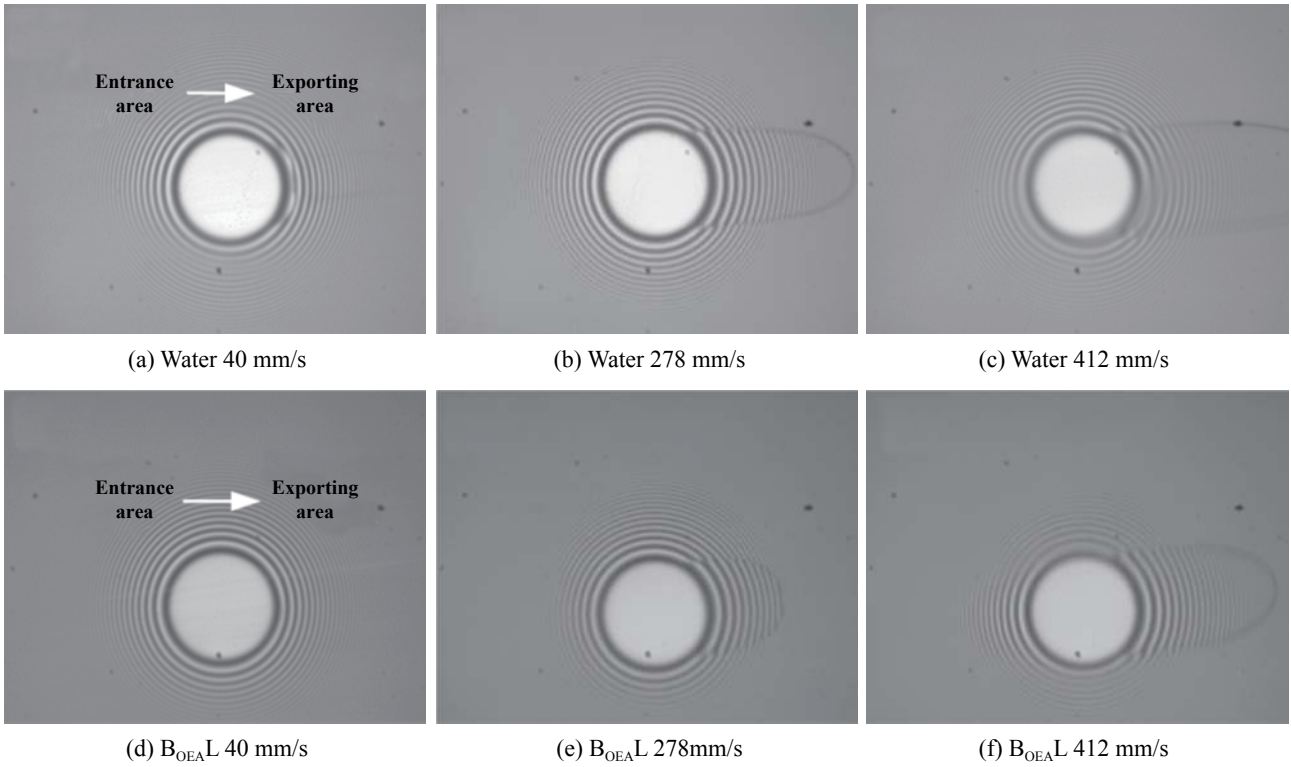


Fig. 3 The comparison of lubrication film interference images between pure water and $B_{OEA}L$ aqueous solution

(a)Water 40 mm/s(b)Water 278 mm/s(c)Water 412 mm/s(d) $B_{OEA}L$ 40 mm/s(e) $B_{OEA}L$ 278 mm/s(f) $B_{OEA}L$ 412 mm/s

图 3 纯水和 $B_{OEA}L$ 水溶液的润滑膜干涉图像对比

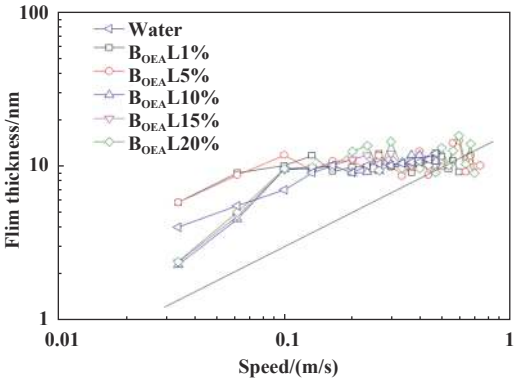


Fig. 4 The film-forming ability of $B_{OEA}L$ aqueous solution

图 4 不同浓度 $B_{OEA}L$ 成膜能力

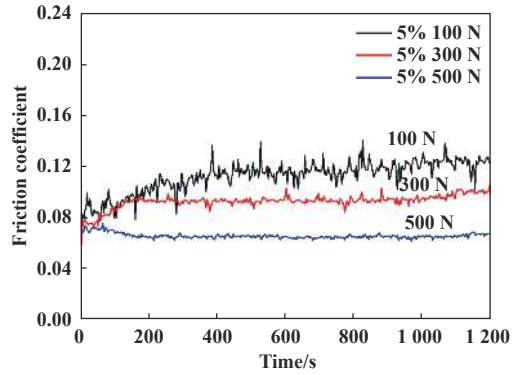


Fig. 5 Frictional traces of 5% $B_{OEA}L$ aqueous solution

图 5 不同载荷下5% $B_{OEA}L$ 水溶液的摩擦系数-时间曲线

体可作为性能优良的水溶性极压添加剂. 由图5可以看出, 随着载荷的增加, 摩擦系数有较大幅度的降低, 最低摩擦系数为0.06左右, 且大载荷下摩擦系数在1 200 s的长磨过程中表现出更好的稳定性. 有关研究认为这与摩擦副之间的真实接触面积有关^[13], 表观接触面积约为真实接触面积的1%左右. 两个粗糙表面接触, 首先是粗糙峰受到挤压, 真实接触面积有所增加, 如果在润滑状态下载荷由粗糙峰和受限液体共同承担. 较低载荷下, 载荷主要由粗糙峰来承担, 在剪切力

的作用下粗糙峰之间相互碰撞剪切, 所以有着较大且较不稳定的摩擦系数, 而当压力增大时, 金属表面吸附更多润滑液中的极性分子, 受限液体隔离金属表面, 摩擦副间稳定的吸附润滑膜起主要作用, 个别区域会形成金属皂, 所以在整个长磨状态下均保持较低且平稳的摩擦系数.

图6给出了在300 N载荷、1 200 r/min和20 min长磨试验条件下水溶液质量分数与摩擦系数-磨斑之间的关系. 可以发现不同质量分数下 $B_{OEA}L$ 水溶液均

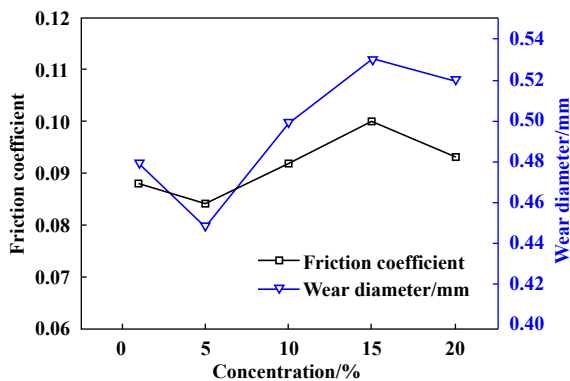


Fig. 6 The relationship about friction coefficient, wear scar diameter and $B_{OEA}L$ concentration

图6 摩擦系数、磨斑与 $B_{OEA}L$ 浓度的关系

表现出低的摩擦系数和较小的磨斑直径,即 $B_{OEA}L$ 水溶液有着良好的减摩抗磨效果.另外无论是摩擦系数与质量分数还是磨斑直径与质量分数都不是线性相关,随着质量分数的增加,磨斑大小与摩擦系数呈现类似的变化规律,即选择5% $B_{OEA}L$ 水溶液时有着为较低的摩擦系数和较小的磨斑直径,而总体上均呈现先减小后增大的趋势.当 $B_{OEA}L$ 水溶液质量分数从0增加到5%时,润滑状态由边界润滑转变为混合润滑状态, $B_{OEA}L$ 分子在金属表面形成了良好的吸附,摩擦系数减小,磨斑也减少.而随着溶液质量分数的增加,水溶液中分子团或胶束增多,在摩擦过程中分子相互缠绕,剪切力增加,使得摩擦系数上浮.当溶液质量分数增加时,水溶液中本体相和表面相形成的胶束尺寸较大,聚集物的堆积度有所减小,从而影响了吸附膜的承载能力,进而表现为磨斑直径的增加^[18].

另外,为了进一步分析 $B_{OEA}L$ 水溶液的减摩抗磨机理,对长磨试验后钢球磨痕的三维表面形貌和沿垂直于磨痕方向纵切面的二维结构进行了观测,结果如图7所示.由图7可以看出:在一定的载荷下钢球表面都有不同程度的划伤,划痕相对较为规则. $B_{OEA}L$ 水溶液质量分数为1%、5%、10%下对应的磨痕粗糙度平均值分别为3.7、3.7和3.6 μm ,说明即使低质量分数润滑液参与下摩擦副之间的润滑膜也没有出现失效而导致的严重磨损,且较低质量分数的 $B_{OEA}L$ 水溶液即可实现良好的抗压性.四球试验机为球-球高副接触,所以钢球表面会有一些的压痕,随着摩擦副滑动导致磨损,钢球表面变为面-面接触.需要注意的是5% $B_{OEA}L$ 水溶液润滑时,磨斑表面最深处为2.94 μm ,相对于1% $B_{OEA}L$ 和10% $B_{OEA}L$ 分别降低了22%和35%,作者认为当 $B_{OEA}L$ 水溶液作为润滑液时, $B_{OEA}L$ 中的极性分子

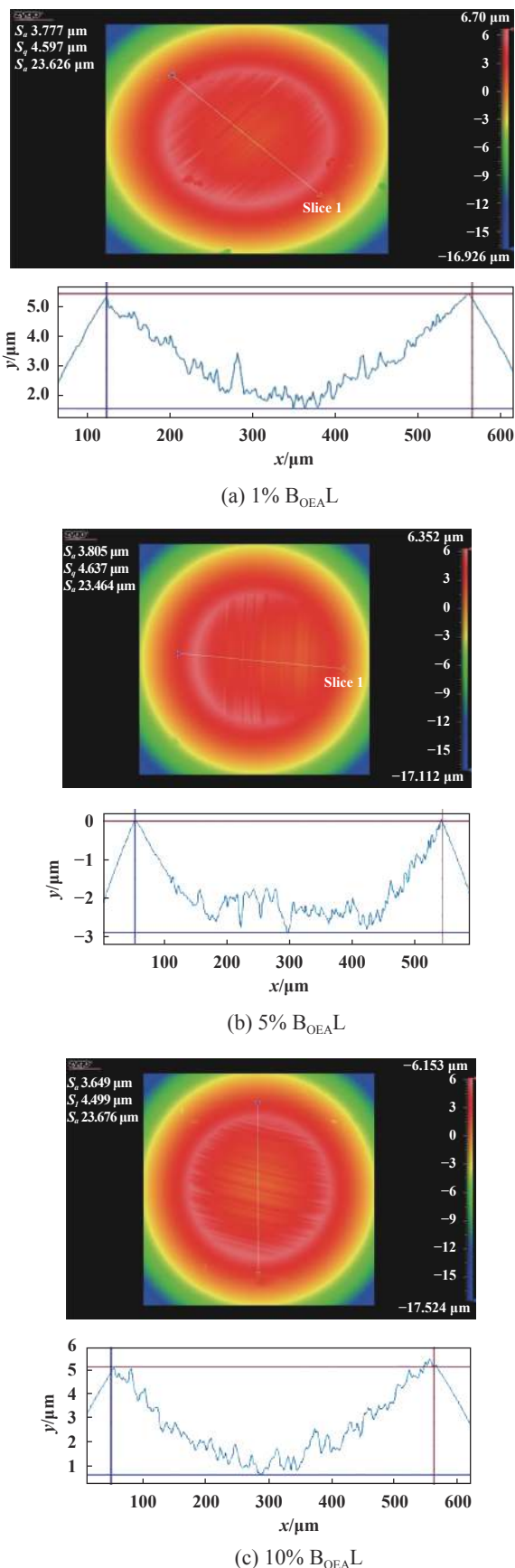


Fig. 7 Surface morphology of wear scar

图7 磨痕表面形貌

吸附在金属表面形成稳定的吸附膜, 润滑液本身在摩擦副的滑动下形成流体膜, 两者共同承担起润滑作用. 而之前的研究中发现 $B_{OEA}L$ 水溶液在金属表面均有着良好的润湿性, 即在不同质量分数下均可以形成相对稳定的吸附膜, 而大质量分数的 $B_{OEA}L$ 水溶液可以显著提高水体的黏度, 这与流体膜的形成有着密切的关系. 结合图7可以看出5%质量分数下 $B_{OEA}L$ 水溶液形成的润滑膜相较于其他质量分数可以更有效地降低磨损.

为了进一步确定不锈钢钢球在润滑状态下表面磨痕情况, 对采用5% $B_{OEA}L$ 水溶液润滑的钢球磨斑进行XPS光电子能谱分析, 结果列于表3中, 磨痕表面有着大量的C和O元素, 占比达到94.47%, 说明润滑液在钢球相互滑动的摩擦表面起了很大的作用. C1s结合能为285.0和285.62 eV, 这分别代表着(C-H)、-C-N, O1s结合能为530.、531.8和532.73 eV, 这分别代表着O-Fe、-OH和O=C. N1s的结合能为400.24和400.79 eV 这分别代表着-N-H、-N-O. 由 $B_{OEA}L$ 的分子结构可知磨损表面吸附着 $B_{OEA}L$ 极性分子, 即在磨损表面有着一定量 $B_{OEA}L$ 分子吸附膜. Fe的结合能为710.95、713.3和724.69 eV, 事实上在对铁元素宽扫描中出现了多组峰, 说明摩擦过程中金属球表面磨损, 迅速生成了多种氧化物. 因为 $B_{OEA}L$ 为极性分子, 可迅速吸附到磨损表面上, 而且摩擦副滑动过程使得金属表面电子溢出带正电性, 极性分子吸附更为迅速, 这为水溶液形成稳定的润滑吸附膜提供了便利. 而多种Fe的化合物实为 Fe_2O_3 和Fe-OC-等氧化物, 即金属表面磨损之后发生氧化形成1层致密的金属氧化化学反应膜使得摩擦表面有着较小的摩擦系数和良好的抗磨性能^[19].

表4给出了质量分数为5% $B_{OEA}L$ 水溶液关于其极压性能的测试情况, 纯水在以往的研究中被认为小于98 N, 但是1% $B_{OEA}L$ 水溶液的极压值为618 N, 5% $B_{OEA}L$

表 3 XPS分析
Table 3 XPS analysis

Element	Atomic fraction/%	Binding energy/eV	Assignment
C1s	69.15	285	(-C-H)
		285.62	-C-N
O1s	25.32	530.7	-O-Fe
		531.8	-OH
		532.73	O=C
		710.95	Fe-O-
Fe2p	3.74	713.3	Fe-OC-
		724.69	Fe_2O_3
		400.24	-N-H
N1s	1.79	400.79	-N-C

表 4 质量分数为5% $B_{OEA}L$ 水溶液极压性能测试结果

Table 4 Experimental result of extreme pressure character of 5% $B_{OEA}L$ aqueous solution

Level of load	Load/N	Average wear scar diameter/mm	Compensated Diameter, D_b/mm
1	314	0.27	0.33
2	412	0.29	0.36
3	510	0.33	0.39
4	618	0.34	0.41
5	726	0.37	0.44
6	784	0.38	0.45
7	834	0.42	0.44
8	883	0.52	0.46
9	932	0.66	0.47
10	981	0.75	0.48

水溶液的极压值为834 N, 少量的 $B_{OEA}L$ 离子液体加入可以提高水体的极压值, 即可以尝试将该质子型离子液体作为水基润滑液的极压添加剂使用.

3 结论

a. 常温下二乙醇胺月桂酸水溶液在201不锈钢上的接触角为32°左右, 即 $B_{OEA}L$ 离子液体可以显著提高水体的润湿性能, 随着溶液中 $B_{OEA}L$ 质量分数的增加, 其黏度越来越大, 但润湿性不随之增大.

b. $B_{OEA}L$ 离子液体可以在一定程度上提高水体的成膜能力, 较小质量分数的 $B_{OEA}L$ 的水溶液膜厚在十几纳米左右, 即其润滑状态为稳定的薄膜润滑. 该离子液体润滑膜在滑动速度接近零时依然未发生失效, 有着良好的抗压性能.

c. 处于 $B_{OEA}L$ 水溶液润滑状态下的钢-钢摩擦副在滑动过程中产生了 $B_{OEA}L$ 分子吸附膜, 还有C和N的氧化物和 Fe_2O_3 等化学反应膜, 这些润滑膜共同起作用大大降低摩擦副之间的摩擦系数, 减摩抗磨效果在其质量分数为5%时达到最佳.

d. 5% $B_{OEA}L$ 水溶液的极压值为834 N, 远远大于纯水的 P_B 值, 证明 $B_{OEA}L$ 水溶液有着优良的极压性能, 质子型离子液体 $B_{OEA}L$ 可以作为水基润滑液的极压添加剂使用.

参考文献

[1] Gu Kali, Liu Jianfang. The research on a green water-based lubrication additives[D]. Beijing: Institute of Mechanical Science, 2005(in Chinese) [顾卡丽, 刘建芳. 绿色水基润滑添加剂的研究 [D]. 北京: 机械科学研究院, 2005].

[2] Huang Weijiu, Liao Linqing, Deng Guohong, et al. Tribological properties of water-soluble nitrogen-containing borate esters[J].

- Lubrication and Sealing, 2001, (5): 29–30 (in Chinese) [黄伟九, 廖林清, 邓国红, 等. 水溶性含氮硼酸酯摩擦学性能研究[J]. 润滑与密封, 2001, (5): 29–30]. doi: [10.3969/j.issn.0254-0150.2001.05.010](https://doi.org/10.3969/j.issn.0254-0150.2001.05.010).
- [3] Wang Haizhong, Ye Chengfeng, Liu Weiming. Tribological properties of 1-methyl-3-butylimidazole hexafluorophosphate ionic solution[J]. Journal of Tribology, 2003, 23(1): 38–41 (in Chinese) [王海忠, 叶承峰, 刘维民. 1-甲基-3-丁基咪唑六氟磷酸盐离子液的摩擦学性能[J]. 摩擦学学报, 2003, 23(1): 38–41]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2003.01.009](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2003.01.009).
- [4] Jiang Dong, Hu Litan, Feng Dapeng. Study on friction properties of steel/aluminum phosphate ionic liquid[J]. Journal of Tribology, 2011, 31(6): 599–603 (in Chinese) [姜栋, 胡丽天, 冯大鹏. 磷酸酯离子液体对钢/铝摩擦副的摩擦性能研究[J]. 摩擦学学报, 2011, 31(6): 599–603]. doi: [10.16078/j.tribology.2011.06.014](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2011.06.014).
- [5] Xie Guoxin, Luo Jianbin, Guo Dan, et al. Lubrication film forming properties of ordinary ionic liquid lubricants[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(11): 82–86 (in Chinese) [解国新, 雒建斌, 郭丹, 等. 普通离子液体润滑剂的润滑成膜性能研究[J]. 机械工程学报, 2011, 47(11): 82–86]. doi: [10.3901/JME.2011.11.082](https://doi.org/10.3901/JME.2011.11.082).
- [6] Guo Yuexia, Qiao Dan, Han Yunyan, et al. The properties of amino acid ionic liquids as lubricants for different friction pairs[J]. Journal of Tribology, 2017, 37(2): 167–175 (in Chinese) [郭月霞, 乔旦, 韩云燕, 等. 氨基酸离子液体作为不同摩擦副润滑剂的性能研究[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(2): 167–175]. doi: [10.16078/j.tribology.2017.02.004](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2017.02.004).
- [7] Song Zenghong, Liang Yongmin, Fan Mingjin, et al. Lithium ionic liquid as the research on the tribological properties of polyethylene glycol additive[J]. Journal of Tribology, 2013, 33(3): 282–288 (in Chinese) [宋增红, 梁永民, 凡明锦, 等. 锂离子液体作为聚乙二醇添加剂的摩擦学性能研究[J]. 摩擦学学报, 2013, 33(3): 282–288]. doi: [10.16078/j.tribology.2013.03.002](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2013.03.002).
- [8] Avilés M D, Carrión F J, Sanes J, et al. Effects of protic ionic liquid crystal additives on the water-lubricated sliding wear and friction of sapphire against stainless steel[J]. Wear, 2018, 408: 56–64. doi: [10.1016/j.wear.2018.04.015](https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.04.015).
- [9] Zhang Chengmou, Li Jian, Dai Chuang, et al. Tribological behaviour study of two ionic liquids[J]. Lubrication and Sealing, 2006(9): 40–43 (in Chinese) [张晟卯, 李健, 代闯, 等. 两种离子液体的摩擦学行为研究[J]. 润滑与密封, 2006(9): 40–43]. doi: [10.3969/j.issn.0254-0150.2006.09.013](https://doi.org/10.3969/j.issn.0254-0150.2006.09.013).
- [10] Zhu Liye, Cheng Ligong, Zhou Ji, et al. Tribological research status of a new lubricant-ionic liquids[J]. Lubricants, 2009, 24(2): 1–5 (in Chinese) [朱立业, 陈立功, 周骥, 等. 一种新型润滑剂—离子液体的摩擦学研究现状[J]. 润滑油, 2009, 24(2): 1–5]. doi: [10.3969/j.issn.1002-3119.2009.02.001](https://doi.org/10.3969/j.issn.1002-3119.2009.02.001).
- [11] Víctor H L, Dosil N, Gonzalez-Cabaleiro R, et al. Brønsted ionic liquids for sustainable processes: synthesis and physical properties[J]. Journal of Chemical & Engineering Data, 2010, 55(2): 625–632. doi: [10.1021/jc900550v](https://doi.org/10.1021/jc900550v).
- [12] Yu Guiqin. Synthesis and tribological properties of ionic liquids[D]. Lanzhou: Lan Zhou University, 2007(in Chinese) [于桂琴. 离子液体的合成及其摩擦学性能的研究[D]. 兰州: 兰州大学, 2007].
- [13] Zhao Hao. Preparation composite design and lubrication performance of proton ionic liquids[D]. Changsha: Hunan University of Science and Technology, 2016(in Chinese) [赵浩. 质子型离子液体的制备和复合设计及润滑性能研究[D]. 长沙: 湖南科技大学, 2016].
- [14] Wang Quandai, Li Zhilong, Guo Bingbing, et al. Tribological characteristics of surface wettability under different lubrication conditions[J]. Journal of Tribology, 2018, 38(6): 665–672 (in Chinese) [王权岱, 李志龙, 郭兵兵, 等. 不同润滑状态下表面润湿性的摩擦学特性研究[J]. 摩擦学学报, 2018, 38(6): 665–672]. doi: [10.16078/j.tribology.2018072](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018072).
- [15] Wen Shizhu, Huang Ping. Principles of tribology[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2002(in Chinese) [温诗铸, 黄平. 摩擦学原理[M]. 北京: 清华大学出版社, 2002].
- [16] Zhang Chaohui, Luo Jianbin, Wen Shizhu. Viscosity correction and thin film lubrication calculation of nano-scale lubrication films[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2001, 37(1): 42–45 (in Chinese) [张朝辉, 雒建斌, 温诗铸. 纳米级润滑膜的黏度修正与薄膜润滑计算[J]. 机械工程学报, 2001, 37(1): 42–45].
- [17] Luo Jianbin, Wen Shizhu, Huang Ping, et al. Study on the relationship between elastohydrodynamic lubrication and film lubrication transformation[J]. Journal of Tribology, 1999, 19(1): 72–77 (in Chinese) [雒建斌, 温诗铸, 黄平, 等. 弹流润滑与薄膜润滑转化关系的研究[J]. 摩擦学学报, 1999, 19(1): 72–77]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.1999.01.014](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.1999.01.014).
- [18] Sulek M W. Tribological properties of aqueous solutions of alkyl polyglucosides[J]. Wear, 2006, 260(1): 193–204. doi: [10.1016/j.wear.2005.02.047](https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.02.047).
- [19] Espinoosa T, Sanes J. Protic ammonium carboxylate ionic liquid lubricants of OFHC copper[J]. Wear, 2013, 303(1): 495–509. doi: [10.1016/j.wear.2013.03.041](https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.03.041).

DOI: 10.16078/j.tribology.2018200

表面速度异向条件下定量脂润滑 特性试验观察

周广运¹, 栗心明^{1,2*}, 郭峰¹, 张建军¹, 王晓波³

(1. 青岛理工大学机械与汽车工程学院, 山东 青岛 266520;

2. 中国科学院青岛生物能源与过程研究所, 山东 青岛 266101;

3. 中国科学院兰州化学物理研究所固体润滑国家重点实验室, 甘肃 兰州 730000)

摘要: 采用球-盘点接触光干涉油膜测量仪观察了不同钢球和盘表面速度夹角下脂润滑的油膜特性. 试验发现, 在表面速度异向条件下呈现出与已有定量脂润滑明显不同的两个特征: 接触区入口油池的出现和油膜外形非对称性. 其中入口油池的出现使油膜厚度和润滑持续时间得到显著提升, 这一发现也证明将经典的乏油边界条件应用于速度异向工况具有局限性; 油膜外形的非对称性主要由滑动分量诱发的接触区温度分布不均匀引起, 而且非对称性随着速度和角度的增加而变得明显. 表面速度异向条件下两表面上滚道交叉促进润滑剂回填, 是入口油池形成的主要机制.

关键词: 表面速度异向; 定量脂润滑; 入口油池; 油膜非对称性; 光干涉

中图分类号: TH117.22

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0635-08

Experimental Observation of Single-Charging Grease Lubrication with Different Directions of Surface Motion

ZHOU Guangyun¹, LI Xinming^{1,2*}, GUO Feng¹, ZHANG Jianjun¹, WANG Xiaobo³

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, Qingdao University of Technology,
Shandong Qingdao 266520, China

2. Qingdao Institute of Bioenergy and Bioprocess Technology, Chinese Academy of Sciences,
Shandong Qingdao 266101, China

3. State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics,
Chinese Academy of Sciences, Gansu Lanzhou 730000, China)

Abstract: Using a ball-on-disc optical apparatus, the features of grease lubrication were experimentally investigated under different angles between the surface velocities of the two contact bodies. It was found that in the contacts with different surface velocities, there represented two typical features: inlet oil reservoir formation and asymmetrical film shape, which were different from traditional observations of grease lubrication. The film thickness and lubricating duration were significantly enhanced due to the presence of an inlet oil reservoir. Furthermore, this finding also indicated the incorrect use of classical inlet boundary conditions for numerical EHL with non-collinear surface velocities. The asymmetrical film shapes were mainly attributed to the non-uniform thermal properties of the sliding components. And

Received 26 December 2018, revised 13 March 2019, accepted 21 March 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: mexinmingli@163.com, Tel: +86-18660261702.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (51875299, 51775286) and the Postdoctoral Science Foundation of China (2017M622296).

国家自然科学基金项目(51875299, 51775286)和中国博士后科学基金面上项目(2017M622296)资助.

moreover, asymmetrical films became pronounced under higher speeds and angles. The crossed lubrication tracks on two surfaces facilitated the lubricant replenishment, which was the main mechanism of inlet oil reservoir formation.

Key words: different surface velocity directions; single-charging grease lubrication; inlet oil reservoir; asymmetrical film shape; interferometry

高应力接触副中的弹流润滑油膜对机械零部件乃至整个设备的可靠性运行起着重要作用. 以往的大量研究集中于接触副两表面运动速度同向工况, 如深沟球轴承. 而实际工程中如传动系统中的准双曲面齿轮和螺旋齿轮等, 其啮合接触副两表面速度方向呈现一定夹角, 即表面速度异向, 而目前对该条件下的研究极其有限.

早在上世纪60~70年代, Snidle和Archard^[1]就采用解析方法对准双曲面齿轮刚性接触润滑问题进行了理论分析, 并与双圆柱交叉结构测得的膜厚进行了对比. Foord等^[2]首次观察到了一定角度卷吸速度下的点接触油膜干涉图. Thorp和Gohar^[3]则采用钢球-玻璃沟槽接触的结构获得椭圆接触形式, 并通过改变钢球的滑动方向观察了不同卷吸夹角条件下的油膜干涉图. 此后, Mostofi和Gohar^[4]对不同卷吸角度下的润滑油膜厚度和形状进行了数值模拟. Chittenden等^[5]则建立了任意卷吸角度下的膜厚与椭圆接触长半轴和短半轴的膜厚三角函数关系, 进而通过插值获得任意卷吸角度下的油膜厚度. 但上述研究局限于轻载工况, 这与实际接触工况存在一定差别. 为此Jalali-Vahid等^[6]将变卷吸角度椭圆接触的全数值模拟扩展到重载工况. Wang等^[7]通过改进算法提高了数值计算效率, 在其模型中引入热效应模拟出与试验结果一致的带有凹陷的油膜外形, 受热效应影响油膜厚度明显低于Chittenden的计算结果^[8]. 蒲伟等^[9]采用复合迭代算法在较大载荷范围内, 对卷吸速度为任意卷吸的椭圆接触问题进行了全数值模拟.

近期, 高端装备对系统传动效率提出了更高的要求^[10], 准双曲面齿轮和螺旋斜面齿轮的润滑接触问题逐渐引起人们的重视. 例如Hoehn等^[11]通过改变FZG双圆盘接触角度, 模拟准双曲面齿轮啮合过程中的不同润滑状态, 所测得的油膜厚度随着滑动分量的增加呈现减小趋势. Omasta等^[12]用光干涉油膜测量仪对不同卷吸角度下的油膜外形进行了一系列的探索, 其研究的重点是滑动分量热效应对润滑油膜凹陷的影响. 张建军等^[13]也开展了类似的研究.

最近, Mohammadpour等^[14]在差速器准双曲面齿轮时变啮合润滑模型中考虑了乏油因素^[15-16]的影响, 但其模型仍采用表面速度同向经典乏油边界条件. 实

际上, 当两个表面的运动方向呈现夹角时, 与表面速度同向运动相比接触区入口边界条件将发生明显改变, 进而影响接触区内部的润滑状态^[16-17]. 然而, 表面速度异向条件下的入口供油特征却一直未得到试验观察. 因此, 本文中对表面速度异向条件下定量脂润滑开展研究, 其目的在于证实表面速度异向条件下入口供油条件的特殊性及其对润滑油膜成膜机制的影响. 该方面研究有助于正确理解准双曲面齿轮和螺旋斜面齿轮的入口边界条件及其润滑机理.

1 试验部分

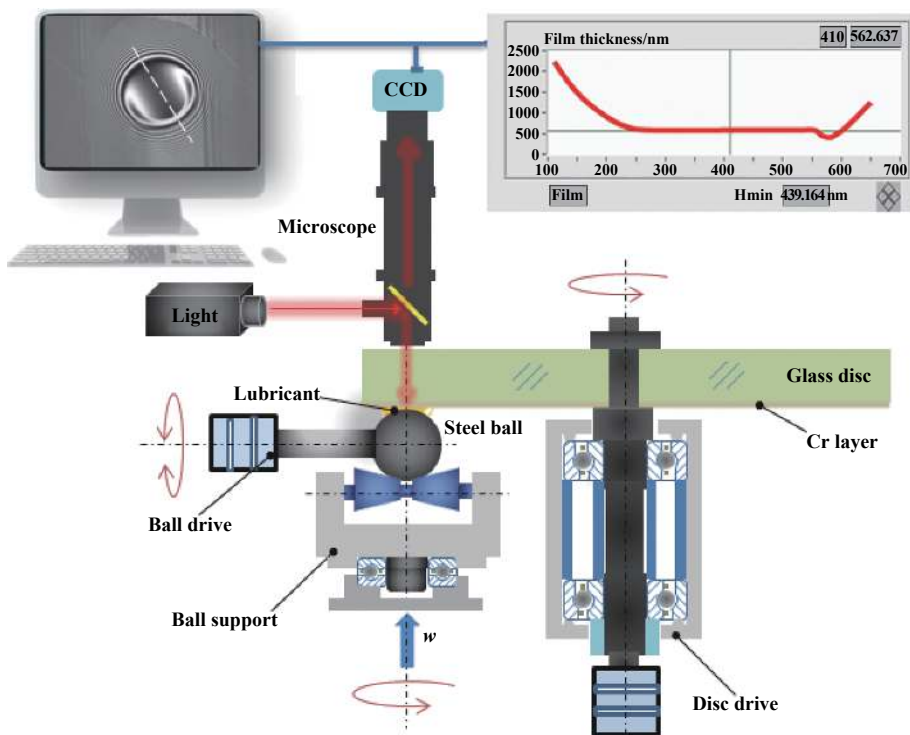
1.1 试验方法

试验采用的光干涉润滑油膜测量装置结构如图1(a)所示, 为满足球-盘接触表面速度异向运动, 增设了钢球回转支撑和驱动角度调节装置. 图1(a)中钢球支撑座可绕支撑轴承回转, 同时图1(b)中钢球驱动单元可绕弧形滑轨关于水平线偏转一定角度 δ , 两者配合调节可使钢球与玻璃盘的接触位置固定, 而表面速度方向发生改变. 如图1(b)所示, 当驱动电机处于图中位置时, 因接触位置固定玻璃盘表面运动速度 u_d 方向恒定不变, 而钢球运动速度 u_b 方向可与 u_d 呈现不同夹角 δ . 显然, 当电机如图所示顺时针转动时 $\delta < 90^\circ$ 为锐角(实线); 而当其逆时针转动时 $\delta > 90^\circ$ 为钝角(虚线). 试验过程中始终保持 u_b 与 u_d 的数值相等, 则卷吸速度 $u_c = (u_b + u_d)/2$ 的方向总是与滑动速度 $u_s = u_b - u_d$ 的方向垂直. u_b 与 u_d 的数值可分别由电机调节. 油膜干涉图像经显微镜放大后, 由工业相机捕获后传入电脑, 所得图像使用MBI软件^[18]反算油膜厚度与外形.

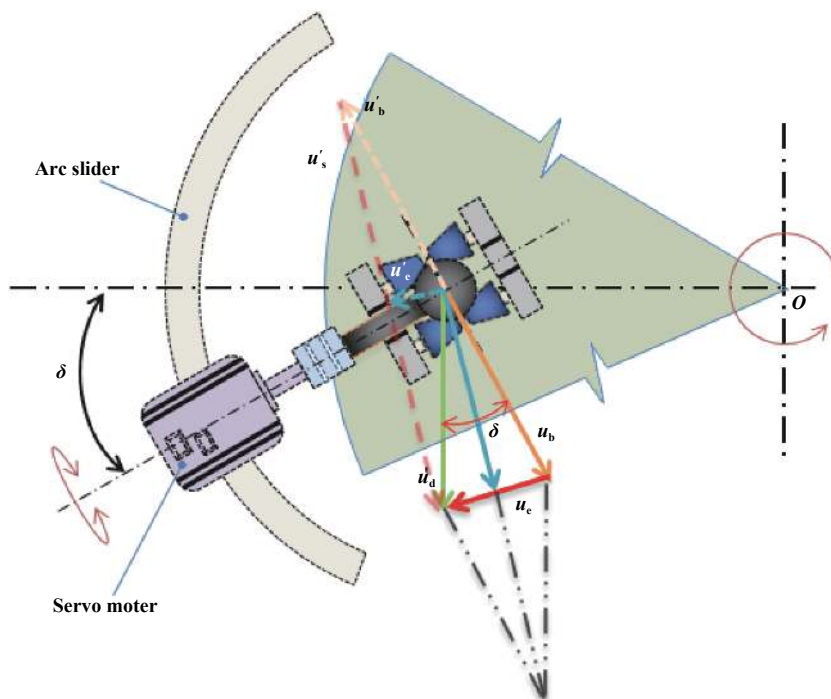
1.2 试验条件

试验采用的接触副为镀有析光铬膜K9玻璃盘和直径为25.4 mm的G5级精度钢球. 试验接触方式为圆形接触(Circular contact), 其目的避免不同角度下接触几何外形导致的动压效应变化. 试验温度为 23 ± 1 °C, 载荷为30 N, 对应最大赫兹压力为0.49 GPa. 试验用润滑脂为复合锂基润滑脂, 其性质列于表1中.

每次试验中润滑脂用量为2.0 g, 试验前润滑脂均匀涂抹于玻璃盘表面上, 试验过程中不再补充新鲜脂. 试验测量接触区入口油池外形和润滑油膜厚度随玻璃盘转动圈数的变化. 试验采用6种卷吸速度($u_c = 32$ 、



(a) Test apparatus and scheme



(b) Velocity analysis

Fig. 1 Schematic diagram of measurement apparatus, scheme and velocity analysis

图 1 测量装置、原理图及速度分析

表 1 试验用润滑脂性质
Table 1 Grease properties

Base oil	Viscosity/(Pa·s), 20°C	Base oil density/(kg/m ³), 20 °C	Penetration, (1/10 mm)	NLGI level
PAO10	0.13	706	252	3

96、192、288、384和512 mm/s)和7种夹角($\delta=0^\circ、30^\circ、45^\circ、60^\circ、120^\circ、135^\circ$ 和 150°)。

2 结果与讨论

2.1 表面速度异向下的入口油池及对油膜的影响

图2给出了7种速度夹角下润滑油膜干涉图随玻璃盘圈数 N 的变化过程。可以看出,在给定卷吸速度 $u_c=192$ mm/s下,当速度夹角 $\delta=0^\circ$ 时接触区入口处的油气乏油边界(图中黄色虚线)迅速扩展到接触区内,

导致润滑油膜从初始的富油润滑状态急剧衰减到严重乏油状态,该变化趋势与已有的试验观察相符^[19]。有趣的是,当 $\delta>0^\circ$ 时入口区油池得到不同程度的缓解。除了 $\delta=30^\circ$ 时的油气边界逼近接触区造成局部乏油,其余 δ 夹角下均形成了充盈的入口油池,因入口距离(图中接触区中心到乏油边界距离 s)足够大,使得接触区处于富油状态下。特别是 $\delta=120^\circ$ 时,入口油池边界变得不明显,在玻璃盘圈数 N 达到15 000时油膜状态几乎未出现变化。

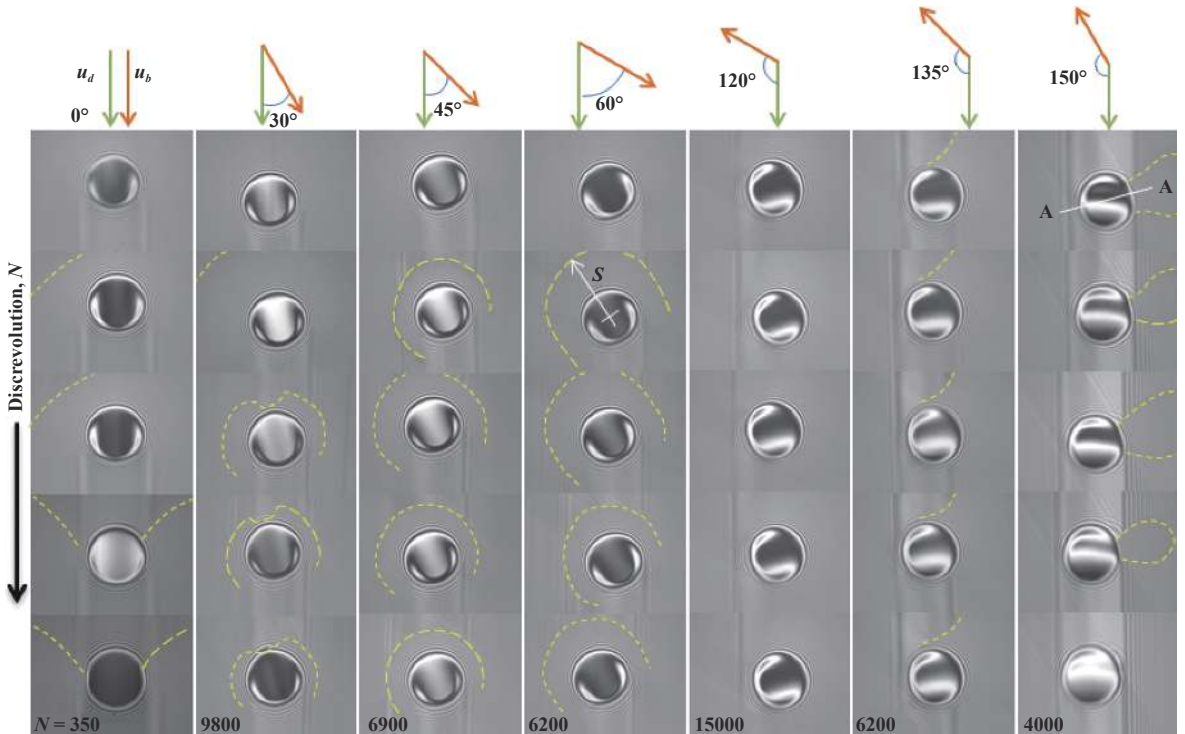


Fig. 2 Variations of interferograms with disc revolutions under different surface velocity angles, $u_c = 192$ mm/s

图 2 不同表面角度下润滑油膜干涉图随玻璃盘圈数的变化, $u_c = 192$ mm/s

为了更加直观地观察润滑油膜厚度随玻璃盘圈数的演化规律,图3给出了与图2工况对应的中心油膜厚度变化曲线。可见, $\delta=0^\circ$ 时的油膜厚度迅速衰减到50 nm左右;而当 $\delta>0^\circ$ 时,润滑油膜厚度保持在了可观的数值,且可维持相当长的润滑时间。图中 $\delta=30^\circ$ 下测量了玻璃盘较多的回转圈数,是为了观察乏油对油膜厚度的影响,可以看出油膜厚度因入口区乏油的产生而呈现出持续衰减,但在测量范围内油膜厚度仍然在200 nm以上。图中 $\delta=120^\circ$ 下的油膜厚度始终维持在225 nm左右,为了观察该角度下润滑油膜保持的程度,测量过程中特意延长了玻璃盘的回转圈数。

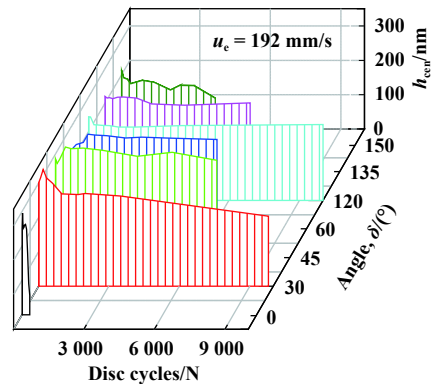


Fig. 3 Evolutions of film thickness with disc revolutions under different surface velocity angles, $u_c=192$ mm/s

图 3 不同表面角度下润滑油膜厚度随玻璃盘圈数的演化, $u_c=192$ mm/s

图2~3的结果表明:在两表面速度呈现一定角度时,入口区供油状态明显不同于表面速度同向运动工

况, 不能将经典的乏油边界条件直接用于表面速度异向运动工况. 因而, Mohammadpour等^[14]在理论模型中的乏油边界条件具有局限性.

由于润滑油膜随着玻璃盘圈数衰减或维持在一定程度, 因而可用测量结束油膜状态, 即末态油膜来评价不同工况下润滑油膜特征. 图4给出了与图2工况对应的末态油膜外形, 同样可以看出 $\delta > 0^\circ$ 条件下的油膜厚度明显高于 $\delta=0^\circ$ 工况. 另外, 从图4中还可看出 δ 从 0° 增大到 45° 时, 油膜厚度增加; 而 δ 从 45° 增大到 150° 时油膜厚度持续减小. 为了进一步观察这种规律, 图5(a)给出了不同卷吸速度下末态油膜厚度随角度的变化曲线. 可以看出, 仅 $u_e=32$ mm/s下油膜厚度整体较低, 随角度增加未呈现明显变化趋势. 其余卷吸速度下油膜厚度均呈现出了先增加后减小的变化规律. 油膜厚度随角度增加而增加, 是因为在该角度范围内角度的增加促进了入口油池的形成, 如图6中的干涉图所示. 在图6中, 对于 $\delta=0^\circ$ 的工况, 各速度下润滑油膜均达到了严重乏油状态, 进而具有最低的油

膜厚度. 在 $\delta=30^\circ$ 时, 虽然在入口区形成油池, 但是随着速度的增加入口油池缩小, 使接触区达到局部乏油状态, 抑制了润滑油膜的进一步增加. 当 δ 增加到 45° 时入口油池明显增大, 到 60° 时入口油池使接触区完全处于富油润滑状态下. 入口油池的这种变化趋势, 使得油膜厚度也随着角度的增加而增加.

为了定量比较润滑脂与基础油在不同工况下的膜厚差别, 图5(b)给出了相应工况下基础油膜厚对角度和速度的变化. 可以看出在 $\delta > 0^\circ$ 条件下, 润滑脂的膜厚整体大于基础油膜厚, 且两者的差距随着速度的增加而增加. 润滑脂较好的成膜性能主要归因于皂基参与润滑. 尽管皂基受到剪切分解, 但分解后的皂基纤维分散于基础油中, 增加了润滑剂的表观黏度, 进而增强了成膜性能.

图5和图6的结果也反应了卷吸速度和接触区热效应对润滑油膜的影响. 其中卷吸速度是促进润滑油膜建立的重要参数, 尽管在 $\delta=30^\circ$ 和 45° 时有局部乏油产生, 但各种角度下的润滑油膜厚度仍随着速度的增加而整体升高. 然而, 当速度夹角变为钝角时, 如图1(b)所示两表面速度差产生的滑动分量 u_s 显著增大, 使得接触区内的剪切热效应增强. 由于油膜厚度与入口区润滑油黏度紧密相关, 一方面入口逆流剪切导致了热量产生; 另一方面大剪切速率下促进了高压区的温度升高, 热量通过接触体的传导进一步增加了入口区温度, 这使得入口区域中润滑剂的黏度降低, 进而导致膜厚度减小. Omasta等^[12]也观察到了与图5(b)类似的现象, 即油膜厚度随角度增加呈现出单调衰减.

2.2 表面速度异向运动下的非对称油膜特征

从图2的干涉图中还可以看出, 当 $\delta=150^\circ$ 时润滑油膜发生明显的扭曲, 即关于卷吸中心线(图2中A-

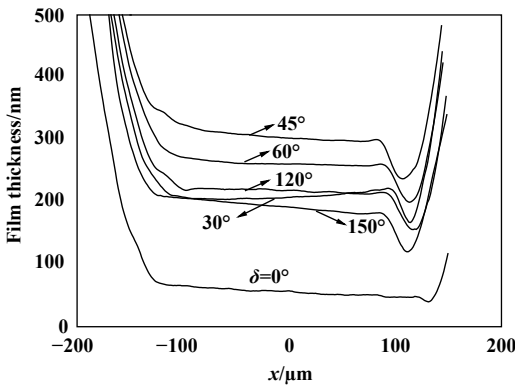


Fig. 4 Film profiles with surface velocity angles at final states, $u_e = 192$ mm/s

图4 不同表面速度角度下末态油膜外形, $u_e = 192$ mm/s

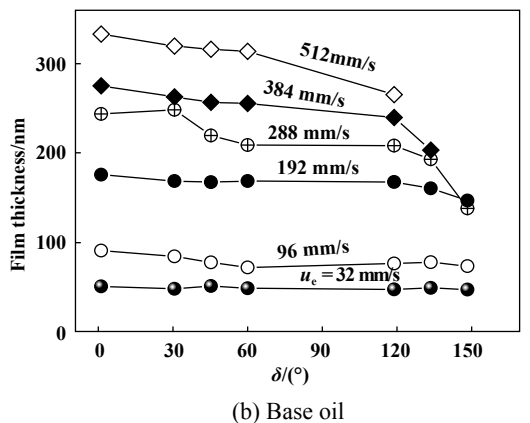
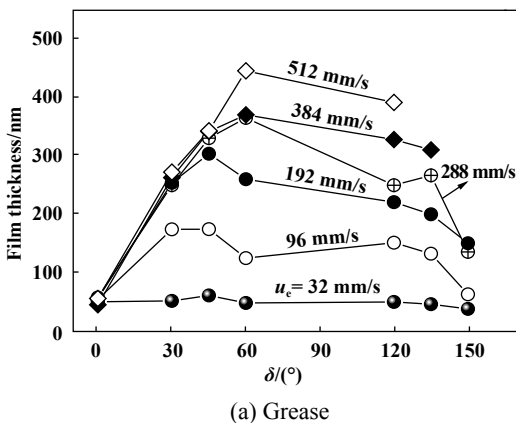


Fig. 5 Variations of final film thickness of grease and base oil with velocity angle under different entrainment speeds

图5 不同卷吸速度下润滑脂末态油膜厚度和基础油膜厚随角度的变化

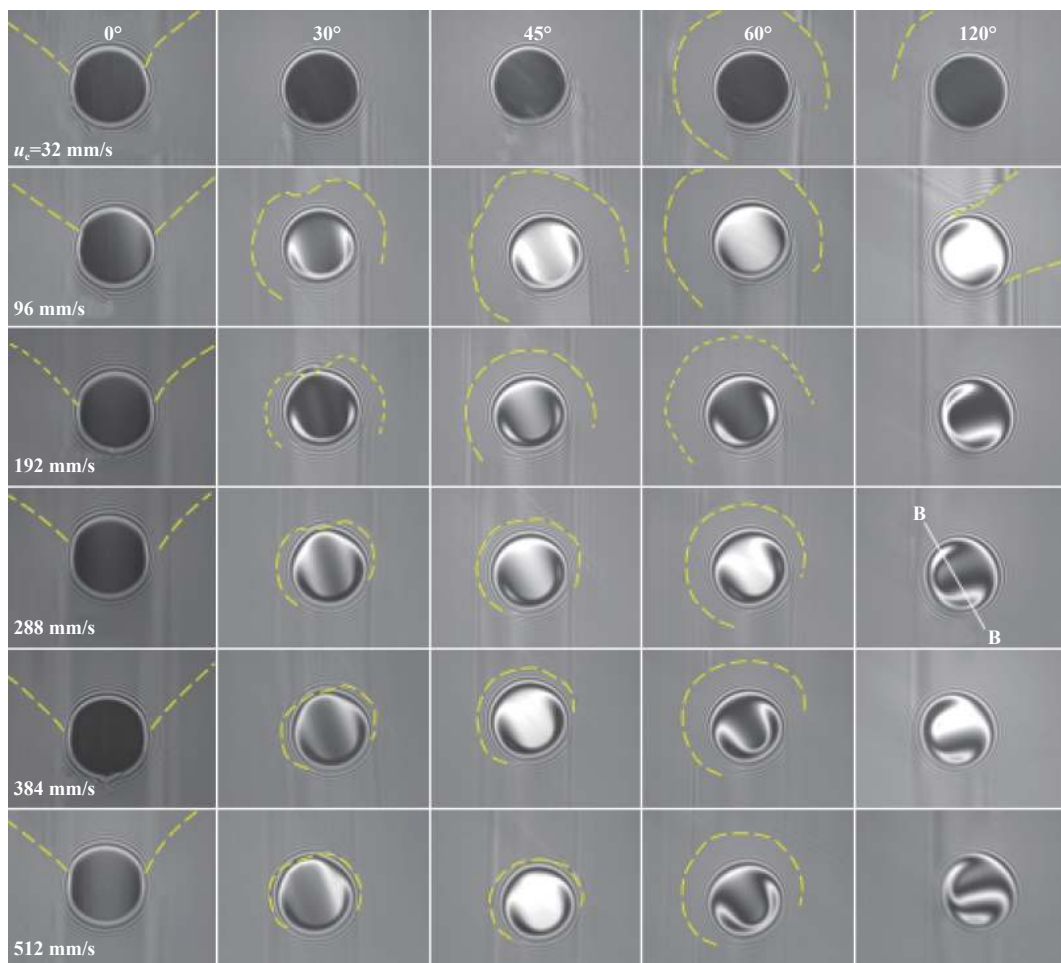


Fig. 6 Film shapes with velocity angles at final states

图6 不同速度角度下末态油膜外形

A线)呈现出较强的非对称性,这是表面速度异向运动下润滑油膜的另一个重要特征.为了定量描述该特征,图7(a)和图7(b)分别给出了不同速度和角度下的油膜外形.需要说明的是图7中的油膜外形沿着垂直卷吸速度方向,即滑动速度方向(图6中B-B线).在图7(a)中油膜厚度随着速度升高的同时,油膜外形由对称性向非对称性转变并变得明显,接触区两侧缘的最小油膜厚度差值越来越大.图7(b)中的油膜外形随着角度的增加非对称性也明显增强,但油膜的变化不具有单调性,这与图4和图5的结果相符.

对于润滑油膜的非对称性, Foord等^[2]认为由于引入剪切分量后接触副两表面剪切变形不同引起的.实际上,高压接触区内温度分布状态对于润滑油膜外形变化起主导作用.由于玻璃盘的导热系数比钢球的低得多,在相同的表面速度下钢球带出较多的热量,靠近钢球表面的润滑剂温度低而黏度大,因而较多的润滑剂被钢球表面带入接触区,造成了润滑油膜的不对称性.从图2的干涉图与图7的油膜外形图上可以看

出,润滑剂偏向钢球运动速度一侧.图7中卷吸速度的增加和角度的增加在本质上均增加了滑动分量,进而增强了油膜外形的非对称性.为了验证温度分布对油膜外形的影响,最近Omasta等^[20]采用红外热像仪测量了表面异向运动下接触副壁面及油膜温度分布,证明了温度分布是造成油膜外形非对称的主要原因.同时,张建军等^[13]通过数值计算验证了温度分布对润滑油膜的影响,其计算结果与Omasta的试验结果相一致.

2.3 表面异向运动下的入口油池形成机制

在表面速度同向运动条件下($\delta=0^\circ$),由于接触副两表面的滚道重合,润滑脂在钢球反复滚动过程中被碾压到滚道两侧,且因两侧润滑脂存在屈服应力,使其向滚道的回填受到限制,进而导致乏油的产生和润滑油膜的持续衰减.而在表面速度异向运动下润滑状态可得到明显改善,其根本在于润滑脂可有效回填入口区而形成入口油池.图8给出了 $\delta=60^\circ$ 和 135° 下的油膜干涉图和玻璃盘表面的滚道图.可以看出,两表面速度的夹角实际上为两表面上的滚道夹角,即滚道出

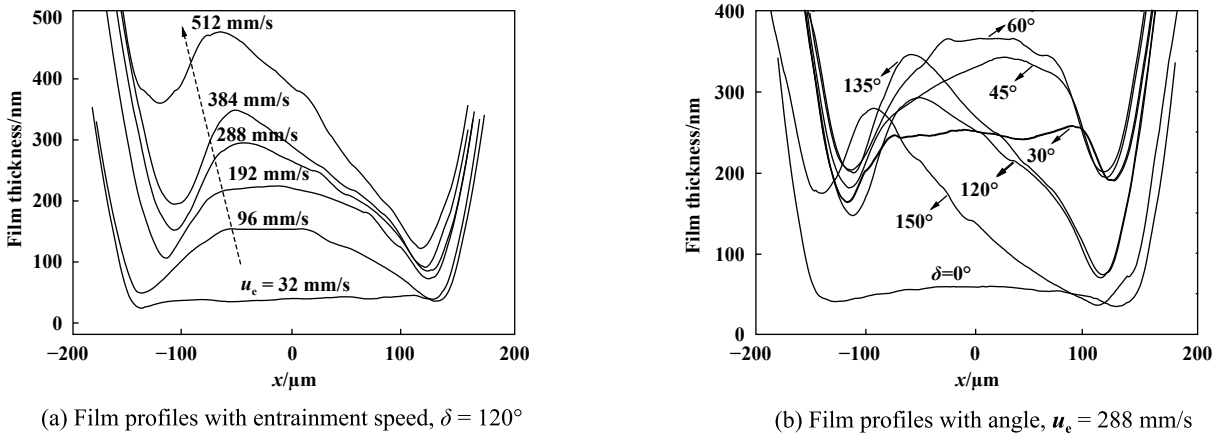


Fig. 7 Effects of entrainment speed and angle on film distributions

图 7 速度与夹角对油膜外形的影响

现交叉,这就使得分布于滚道两侧缘的润滑油因滚道交叉被“刮”到入口区,进而促进了入口油池的形成.由图8可见,入口油池的位置与卷吸方向 u_e 一致.同时,在玻璃盘滚道上可以看出润滑脂沉积膜受剪切的

方向与滑动分量 u_s 一致.需要说明的是,随着角度 δ 的增加滑动分量增加,润滑脂皂纤维受剪切降解的程度增加,促进了基础油的析出和润滑脂表观黏度的下降,也对入口油池的形成有一定促进作用.

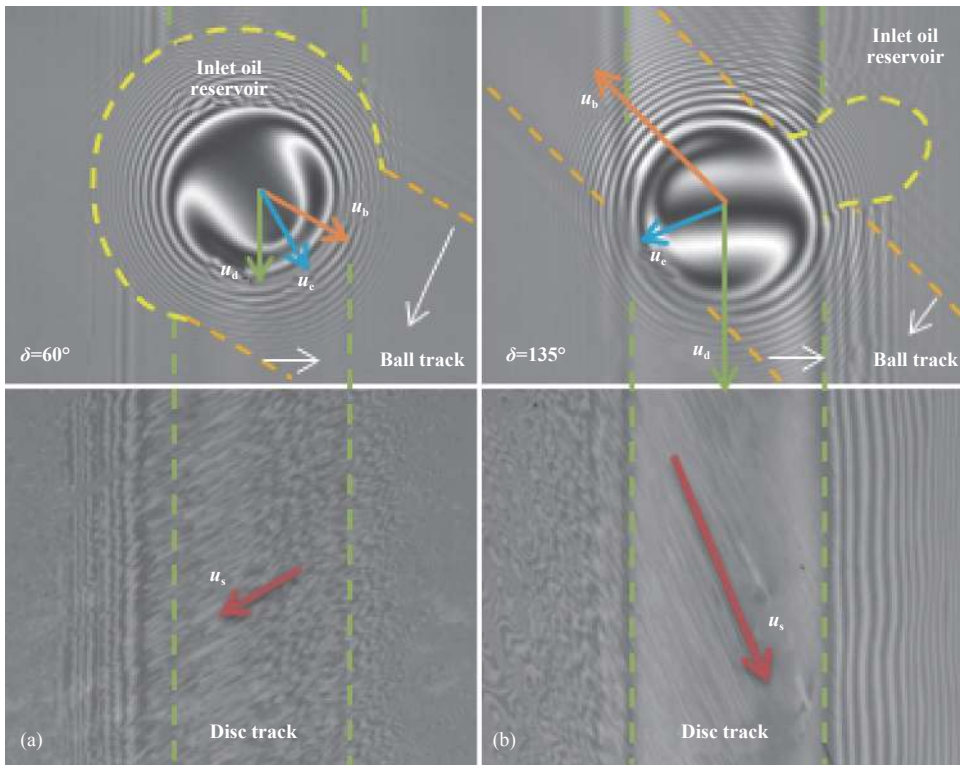


Fig. 8 Formation of inlet oil reservoirs

图 8 入口油池的形成

3 结论

通过试验观察了定量供脂条件下,表面速度异向运动对入口油池状态和弹流润滑油膜特征的影响,分

析了不同表面运动速度夹角和卷吸速度下润滑油膜演化规律,可得到以下结论:

a. 表面速度异向运动条件下,在接触区入口处形成了入口油池,进而明显提高了接触区油膜厚度,该

发现说明将经典的乏油边界条件应用于表面速度异向运动工况具有局限性;

b. 油膜厚度随表面速度夹角增加呈现先增加后减小的趋势,这主要归因于入口油池的建立过程和剪切热效应的影响;

c. 表面速度异向运动下的剪切分量使接触区内热量分布不均匀,导致润滑油膜呈现出非对称性,且随着速度和角度的增加非对称增强;

d. 表面速度异向运动下的接触副表面滚道交叉,是入口油池形成的主要机制.

参考文献

- [1] Snidle R W, Archard J F. Lubrication at elliptical contacts[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Conference Proceedings, 1968, 183(16): 138–146. doi: [10.1243/PIME_CONF_1968_183_288_02](https://doi.org/10.1243/PIME_CONF_1968_183_288_02).
- [2] Foord C A, Wedeven L D, Westlake F J. Optical elastohydrodynamics[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 1969, 184(1): 487–505. doi: [10.1243/PIME_PROC_1969_184_041_02](https://doi.org/10.1243/PIME_PROC_1969_184_041_02).
- [3] Thorp N, Gohar R. Oil film thickness and shape for a ball sliding in a grooved raceway[J]. Journal of Lubrication Technology, 1972, 94(3): 199–208. doi: [10.1115/1.3451687](https://doi.org/10.1115/1.3451687).
- [4] Mostofi A, Gohar R. Oil film thickness and pressure distribution in elastohydrodynamic point contacts[J]. Journal of Mechanical Engineering Science, 1982, 24: 173–182. doi: [10.1243/JMES_JOUR_1982_024_034_02](https://doi.org/10.1243/JMES_JOUR_1982_024_034_02).
- [5] Chittenden R J, Dowson D, Dunn J F, et al. A theoretical-analysis of the isothermal elastohydrodynamic lubrication of concentrated contacts-II. general case, with lubricant entrainment along either principal axis of the Hertzian contact ellipse or at some intermediate angle[J]. Proceedings of the Royal Society of London, Series A, 1985, 397: 271–294. doi: [10.1098/rspa.1985.0015](https://doi.org/10.1098/rspa.1985.0015).
- [6] Jalali-Vahid D, Rahnejat H, Gohar R., et al Prediction of oil-film thickness and shape in elliptical point contacts under combined rolling and sliding motion[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers-Part J: Journal of Engineering Tribology, 2000, 214: 427–437. doi: [10.1243/1350650001543304](https://doi.org/10.1243/1350650001543304).
- [7] Wang J, Qu S, Yang P. Simplified multigrid technique for the numerical solution to the steady-state and transient EHL line contacts and the arbitrary entrainment EHL point contacts[J]. Tribology International, 2001, 34: 191–202. doi: [10.1016/S0301-679X\(01\)00020-2](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(01)00020-2).
- [8] Wang J, Yang P, Kaneta M, et al. On the surface dimple phenomena in elliptical TEHL contacts with arbitrary entrainment[J]. ASME Journal of Tribology, 2003, 125: 102–109.
- [9] Pu Wei, Wang Jiayu, Zhu Dong, et al. Semi-system approach in elastohydrodynamic lubrication of elliptical contacts with arbitrary entrainment[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(13): 106–112 (in Chinese) [蒲伟, 王家序, 朱东, 等. 卷吸速度为任意方向的椭圆接触弹流润滑复合迭代解法[J]. 机械工程学报, 2014, 50(13): 106–112].
- [10] Kakavas I, Olver A V, Dini D. Hypoid gear vehicle axle efficiency[J]. Tribology International, 2016, 101: 314–323. doi: [10.1016/j.triboint.2016.04.030](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.04.030).
- [11] Hoehn B R, Michaelis K, Mayer J, et al. Influence of surface velocity directions on lubricant film formation in EHL point contacts[J]. Tribology International, 2012, 47: 9–15. doi: [10.1016/j.triboint.2011.10.005](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2011.10.005).
- [12] Omasta M, Krupka I, Hartl M. Effect of surface velocity directions on elastohydrodynamic film shape[J]. Tribology Transactions, 2013, 56(2): 301–309. doi: [10.1080/10402004.2012.750024](https://doi.org/10.1080/10402004.2012.750024).
- [13] Zhang Jianjun, Guo Feng, Kaneta M, et al. A study of thermal EHL behaviours under orthogonal entrainment and sliding[J]. Tribology, 2015, 35(4): 477–484 (in Chinese) [张建军, 郭峰, Kaneta M, et al. 卷吸与滑动正交的弹流流润滑研究[J]. 摩擦学学报, 2015, 35(4): 477–484]. doi: [10.16078/j.tribology.2015.04.017](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2015.04.017).
- [14] Mohammadpour M, Theodossiadis S, Rahnejat H. Transient mixed non-newtonian thermo-elastohydrodynamics of vehicle differential hypoid gears with starved partial counter-flow inlet boundary[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 2014, 228(10): 1159–1173. doi: [10.1177/1350650114537805](https://doi.org/10.1177/1350650114537805).
- [15] Huang Lu, Gao Sitian, Shi Yushu, et al. Mechanism of nano-scale thickener deposited film in starved grease lubrication[J]. Tribology, 2017, 37(6): 725–733 (in Chinese) [黄鹭, 高思田, 施玉书, 等. 纳米级稠化剂颗粒沉积膜在乏脂润滑中的作用机制研究[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(6): 725–733]. doi: [10.16078/j.tribology.2017.06.003](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2017.06.003).
- [16] Liu Xiang, Wang Jintao, Zhang Yue, et al. Effect of free water on film forming characteristics of lubricating oil in point contact zone[J]. Tribology, 2017, 37(6): 756–767 (in Chinese) [刘翔, 王金涛, 张跃, 等. 游离水对点接触区润滑油成膜特性的影响[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(6): 756–767]. doi: [10.16078/j.tribology.2017.06.006](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2017.06.006).
- [17] Liu Chenglong, Zhang Yumeng, Li Xinming, et al. Experimental study on the effect of grease fibre structure on EHL film[J]. Tribology, 2017, 37(1): 68–74 (in Chinese) [刘成龙, 张玉萌, 栗心明, 等. 润滑脂纤维结构对弹流油膜影响的试验研究[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(1): 68–74]. doi: [10.16078/j.tribology.2017.01.009](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2017.01.009).
- [18] Guo F, Wong P L. A multiple-beam intensity-based approach for thin lubricant film measurement in non-conformal contacts[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 2002, 216: 281–291.
- [19] Cann P M E. Starved grease lubrication of rolling contacts[J]. Tribology Transactions, 1999, 42: 867–873. doi: [10.1080/10402009908982294](https://doi.org/10.1080/10402009908982294).
- [20] Omasta M, Adam J, Sperka P, et al. On the temperature and lubricant film thickness distribution in EHL contacts with arbitrary entrainment[J]. Lubricants, 2018, 6(4): 101. doi: [10.3390/lubricants6040101](https://doi.org/10.3390/lubricants6040101).

DOI: 10.16078/j.tribology.2018093

汽液两相流机械密封的研究进展

彭旭东^{1,2*}, 金杰¹, 孟祥铠^{1,2}, 江锦波^{1,2}, 赵文静^{1,2}, 李纪云^{1,2}

(1. 浙江工业大学机械工程学院, 浙江杭州 310012;

2. 浙江工业大学过程装备及其再制造教育部工程研究中心, 浙江杭州310012)

摘要: 液体润滑端面机械密封是流程工业用机泵轴端密封的主要形式, 且大量应用于航空航天、海洋工程装备和高端制造装备中, 实际运行过程中其端面间液体膜常常发生相变, 由此产生端面变形、干磨和密封失稳等现象, 甚至完全失效, 严重影响了有关设备或整个装置的安全可靠与稳定运行, 因此开展汽液两相流端面机械密封研究具有重要意义. 本文中综述了近50年来汽液两相端面机械密封的研究现状, 归纳出了机械密封的典型热源及其热传播途径, 阐述了机械密封的相变原理, 总结了端面流体膜参数的测量技术与方法; 在试验研究方面, 提出机械密封的端面液膜汽化主要与操作工况、几何尺寸和表面形貌或表面织构有关, 其中端面液体入口和出口工况、平衡比和端面变形程度等受到关注, 但缺少关于端面形貌或织构的深度研究, 也缺少端面摩擦副合理配对的系统研究; 在理论研究方面, 提出了机械密封相变稳定性判据, 以及间断沸腾模型、连续沸腾模型和薄膜均相沸腾模型等3种理论模型, 比较了3种模型的优缺点并指出其适用范围. 指出建立合理的相变理论模型, 实现相变密封的稳定运行, 突破相变密封监控关键技术, 构建智能型液体润滑机械密封是未来两相流机械密封的研究重点.

关键词: 机械密封; 两相; 液膜汽化; 相变; 密封稳定性

中图分类号: TH117

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0643-13

Research Progress on the Liquid Face Seal of Vapor-Liquid Two-Phase Flow

PENG Xudong^{1,2*}, JIN Jie¹, MENG Xiangkai^{1,2}, JIANG Jinbo^{1,2}, ZHAO Wenjing^{1,2}, LI Jiyun^{1,2}

(1. College of Mechanical Engineering, Zhejiang University of Technology, Zhejiang Hangzhou 310012, China

2. The MOE Engineering Research Center of Process Equipment and Its Remanufacture, Zhejiang University of Technology, Zhejiang Hangzhou 310012, China)

Abstract: Liquid face seals are the main form of shaft end seal used in process industry, which are widely applied to aerospace, marine engineering equipment and high-end manufacturing equipment. A phase change may take place as the liquid flows through the seal clearance, which leads to the seal either face deformation, dry friction or even failure. It is of great significance to carry out the research on the liquid face seal of vapor-liquid two-phase flow because phase changes may affect the safe, reliable and stable operation of relevant equipment or even the whole device. This paper summarized the research status of the liquid face seal of vapor-liquid two-phase flow in the past 50 years. Typical heat sources and heat transfer in the seal plates were concluded. The principle of the phase change of liquid face seals was expounded in this paper. The measurement techniques of end-face fluid film parameters were summarized. On experimental research, the influences of the operation condition, geometrical dimensions, surface morphology or surface texture on a phase change to vapor were significant. Attention to inlet and outlet conditions, balance ratio and face

Received 23 July 2018, revised 25 April 2019, accepted 12 May 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: xdpeng@126.com, Tel: +86-571-88871503.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (U1737202, 51605436) and the Natural Science Foundation of Zhejiang Province, China (LY14E050012, LQ16E050009).

国家自然科学基金项目(U1737202, 51605436)和浙江省自然科学基金项目(LY14E050012, LQ16E050009)资助.

deformation was attached, however, not enough to surface morphology, surface texture and friction pairs. On theoretical research, criteria for stability of face seals and three models (Discontinuous Boiling Model, Continuous Boiling Model, Film Homogenous Boiling Model) of analyzing the phase change and of advantages, disadvantages and suitable ranges were presented. It was proposed that establishing a more accurate theoretical model of vaporization of the fluid between the faces of a mechanical seal, realizing the stable operation and breaking through the key monitoring technology of mechanical face seals with a phase change, and building an intelligent liquid face seals were the emphases for research in the future.

Key words: mechanical seal; two phase; fluid film vaporization; phase change; seal stability

机械密封不仅被广泛地应用于石油、石化、化工、火电和制药等领域,而且在高技术船舶、海洋平台、航空航天、核电和太阳能等领域也具有十分重要的作用,随着动力机械和流体机械向高参数(高速、高压、高温和大轴径)和集成化方向的发展,密封将面临更严环保、更长周期、更高可靠等要求^[1-2].其中,液膜端面机械密封的应用在所有旋转机械的轴端密封中占比最大,面临的问题更严峻,需求更为迫切.

易汽化或易挥发性液体介质在流程工业领域很常见,比如轻烃、液化石油气(LPG)、液化天然气(LNG)、液氨、液氮、热水或热油,以及航天领域使用的液氢、液氧和液氮等低温介质,输送这类介质的泵在运行期间,其轴端机械密封的端面温升常常会引起端面间液膜的汽化,从而使端面流体膜处于汽液混相或汽/气相状态,因此,上述介质环境中机械密封在不同相态下运行是1种较为常见的工作模式^[3].特别是当端面间流体膜处于汽液两相时,相较于全液膜其稳定性较差,所以相变失稳是导致密封失效的1个重要原因^[4-5].例如,原油输送泵用机械密封因油含水会导致端面液膜汽化而失效^[6];关于核主泵用机械密封的失效分析表明,在停电阶段,因缺少冷却水引起端面温度升高和液膜汽化将导致机械密封失效^[7-8];液态烃泵机械密封也会因端面间摩擦生热引起液膜的局部汽化,端面因汽震打开而导致密封失效^[9].

为提高液体润滑机械密封在高参数工况中运行的密封性、稳定性和可靠性,延长使用寿命,研究端面液膜相变问题是1个不可回避的重要课题.本文作者将通过阐述液体润滑机械密封的相变原理,综述两相流机械密封在试验和理论两方面的研究现状,从几何结构和操作工况上归纳出影响密封稳定运行的因素,并指出两相流机械密封特别是高参数液膜密封相变问题今后应重点关注的研究内容.

1 机械密封相变原理

机械密封在运行过程中,其热源主要有3个:一是端面摩擦热,对一般情况下处于混合摩擦状态的普通

机械密封来讲,主要是指端面间的固体接触摩擦和液膜剪切产生的热量,对流体动压型机械密封来讲则主要是端面液膜的黏性剪切产生的热量^[10-12];二是动环的旋转作用产生的搅拌热;三是密封介质热与密封腔内封液或隔离液之间的热交换.多数研究工作者在机械密封的传热学和热力学研究中一般只考虑第一种热源;在低压、低速(介质压力 $p_s < 1.5$ MPa,端面平均线速度 $v < 10$ m/s)范围内,或 $v > 25$ m/s时,计算端面温度时均需考虑搅拌热^[13];第三种热源只是在密封介质和腔内封液平均温差超过 5 °C时才考虑.此外,还有机械密封的辅助元件的振动和微动摩擦产生的热量,但是这部分热量往往更加难以估算且数值相比上述三部分都很小而忽略不计.

图1示出了机械密封热量的传播途径.端面摩擦热将通过密封环本体以对流换热形式传给其周围的介质及低压侧介质,如若低压侧为大气侧就是传给空气;搅拌热直接与腔内介质以对流形式进行换热.当端面温度高于泄漏出口压力对应的流体饱和温度时,沿泄漏方向端面间的流体会经历从液体到汽体的相变^[3].相变主要有两个因素:一是端面间液膜因密封热源引起密封介质温升,使介质由液相变为汽相,这个过程称为“沸腾(Boiling)”；二是由于流体静压或流体动压效应,端面间存在压力降,使密封介质因减压作

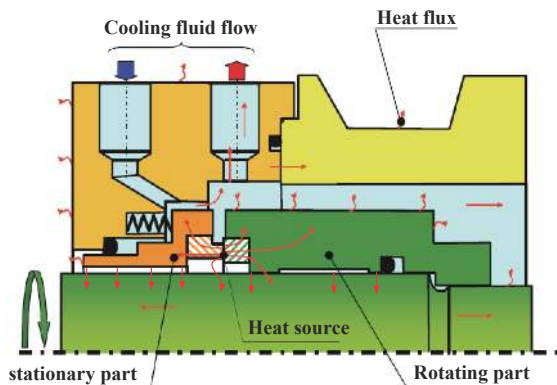


Fig. 1 Heat source distribution and heat transfer of a mechanical face seal^[15]

图1 机械密封典型热源分布及其传热途径^[15]

用由液相变为汽相,这个过程称为“闪蒸(Flashing)”.端面间流体由液相变为汽相的相变过程称为汽化,汽化一般是沸腾和闪蒸共同作用的结果^[3-4,14].

图2所示的温度-熵曲线,描述了初始状态接近饱和状态时密封介质的状态变化轨迹,据此解释液膜汽化的发生原因.位于密封腔体中的介质流体元在接近密封入口时突然被加速,导致其压力下降;刚进入端面的流体元可能处于过冷状态或饱和状态.当流体元进入端面时,由于流动区域骤减,流体元压力进一步减小;当流体元在端面间穿行时,其所受压力进一步减小.由于动环的旋转,使流体元与动环之间产生黏性剪切热,使得流体元的焓单调增加.在压力减小和焓单调增加的共同作用下驱使流体元的状态进一步处于饱和蒸汽线所包围的区域内.值得注意的是,如果压力降和黏性剪切热足够大,流体介质会以过饱和蒸汽的形式泄漏^[16].

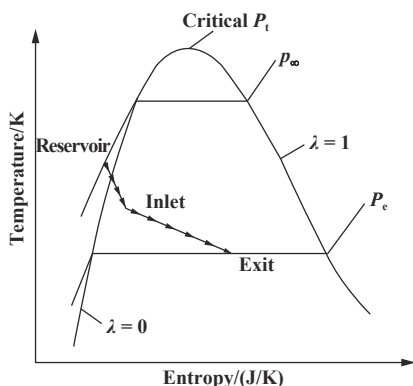


Fig. 2 Typical trajectory of a fluid element travelling through the seal in the temperature-entropy plane^[16]

图2 密封端面间流体元状态变化过程的温熵图^[16]

s -熵; T -温度; P_t -密封介质临界压力; λ -气体质量分数; P_∞ -被密封介质压力; P_c -密封泄漏口压力

2 试验研究进展

2.1 试验研究内容

在试验过程中,许多学者研究发现当机械密封因液膜汽化而失效时,其性能参数会发生明显的变化.1960年Denny^[17]用丙酮为密封介质进行试验研究,发现当端面温度接近丙酮的沸点时,相变发生,端面开启力发生突变.1969年Orcutt^[18]用透明石英动环与碳石墨静环配对进行内装式机械密封可视化试验研究,观察到端面间液体边界振荡会伴随扭矩和泄漏率的波动;他认为稳定的汽化有利于减少泄漏率,降低端面温度和摩擦扭矩. Summers-Smith^[19]在1961年也曾得到过相似的试验结果.那么,当机械密封因液膜汽

化而失效时,密封汽化与其几何参数和性能参数之间是否有联系?对此,一些学者进行了试验研究.

1969年Lymer^[20]通过密封的汽喷和连续泄漏现象判断密封是否失稳,研究发现密封相变存在1个温度阈值,超过该阈值,密封将失稳;并且随着压力的升高,温度阈值下降,该温度阈值始终低于水的正常沸腾温度;该结果随后得到了Dolan等^[21]和Nau^[22]的试验证实.1973年Trytek^[23]通过试验得到了不同材料运行时的温度极限,结果表明某些材料在温度高于水的沸点时也能正常工作,据此解释了Lymer无法解释的现象. Lebeck等^[3]则认为Lymer试验的局限性可能在于没有考虑平衡比对相变的影响,他发现在过渡区汽喷的发生与平衡比有关. Migout等^[24]通过理论分析也得到了平衡比对液膜汽化产生重要影响的结论. Nau^[25]在试验中观察到摩擦扭矩和泄漏率会以数秒为周期出现波动(见图3)并伴随汽喷现象,这种现象可以通过冷却使端面流体膜恢复为全液相或者加热使液膜完全汽化来避免.与此相似, Dolan等^[21]认为汽化的振荡失稳(oscillatory instability)可以间接地通过端面扭矩的振荡来表征.1987年Rhodes等^[26]以非平衡型机械密封为对象,通过试验研究发现:即使端面液膜发生汽化,仍可在干磨状态下稳定运行,只是动静环之间发生了过度磨损;并总结提出了影响机械密封相变稳定性的4个重要参数^[27]:端面入口工况、背压、端面径向锥度和平衡比,认为降低端面入口温度、提高背压、增加端面径向收敛锥度(沿泄漏方向)或采用较大的平衡比均有利于提高相变密封的稳定性.此外,他们还在试验中发现,相变过程存在双稳定区域(a bistable regime).继Orcutt^[18]对密封相变进行可视化研究后,2001年Cicone等^[28]研制了1种静态试验装置(见图4)用于研究流体静压效应占主导的机械密封端面液膜中的汽化现象,其试验发现汽液两相区和全液区之间存在明显的界限(见图5);同时也发现端面局部表面粗糙度影响汽化的发生.近期,王涛等^[29]试验研究了端面形貌对相变的影响,比较了平端面和圆形微孔端面在不同转速下其端面温度和摩擦扭矩随时间的变化,与Basu等^[30]的理论研究所得结论一致;此外,还发现存在1个速度极限,当转速超过该极限时密封将发生汽化失稳,该极限值可以通过在端面上加工优化后的圆形微孔得以提高,以此扩大机械密封稳定运行的范围.但是截至目前,相界面区域分界点的影响因素及其影响规律,以及表面粗糙度对液膜汽化的影响行为均未得到系统深入研究.

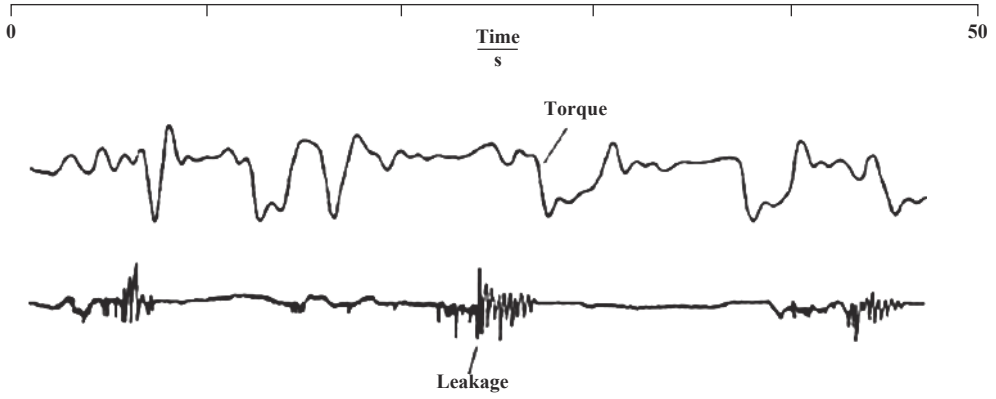


Fig. 3 Friction torque and leak rate changing with time^[25]

图3 摩擦扭矩和泄漏率随时间变化^[25]

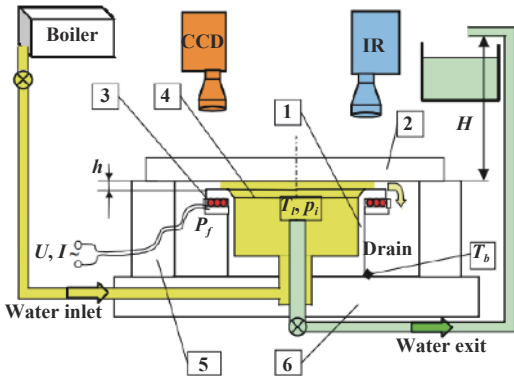


Fig. 4 Schematic diagram of test rig for mechanical seal static performance^[28]

图4 静态密封性能试验装置架^[28]

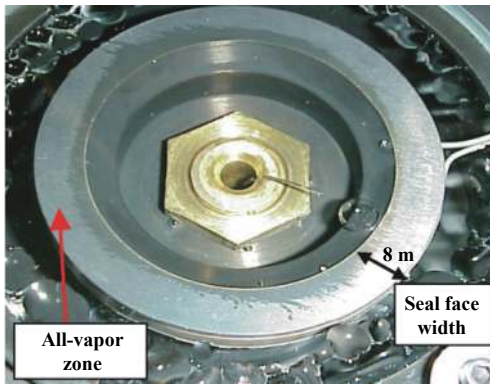


Fig. 5 Seal face during vaporization^[28]

图5 发生汽化时的密封端面^[28]

2.2 试验数据测量方法

(1)可视化端面

根据在单色光照射下,水与水蒸气和空气的折射率不同的原理,将碳石墨和透明环作为配对副进行试验,观察者可以通过端面的明暗来判断汽化是否发生,以及区分发生汽化的区域,如图6所示. Orcutt^[18]、

Migout等^[24]和王涛等^[29]均使用该方法来观察端面相态分布情况.

(2)温度测量

由于端面间液膜的汽化与端面温度密切相关,因此可以通过温度来间接判断机械密封的稳定性. 目前普遍采用两类方法测量温度. 一类是非接触式测温,例如红外高温计^[18]和红外摄像机^[24](如图7所示),此类方法的缺点或是精度较差或是对被测表面的光亮度和粗糙度有较高的要求;另一类是接触式测温,例如热电偶和热电阻^[29],此类方法灵敏度高、稳定性强.

(3)膜厚测量

Migout等^[24]通过干涉法获得端面液膜膜厚. 彭旭东等^[31]使用电涡流式测振仪测量端面间膜厚,这也是

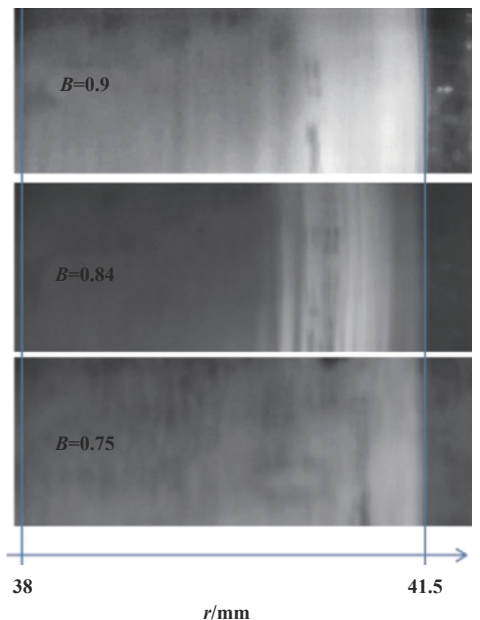


Fig. 6 Images of the interface at different balance ratio values^[24]

图6 不同平衡比下的界面图像^[24]

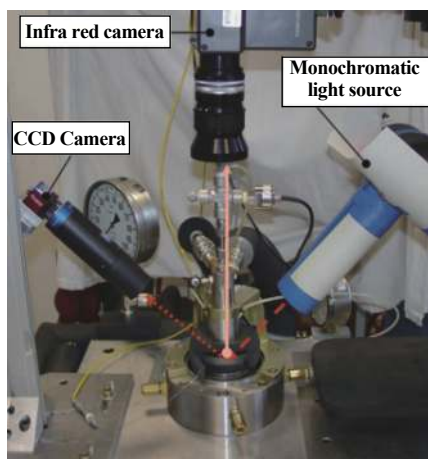


Fig. 7 An infrared camera was used to obtain a thermogram of the interface by Migout et al^[24]

图7 Migout等人用红外摄像机获得界面温度^[24]

目前密封研究人员公认的密封副界面流体膜厚度测量技术^[32-33]。江锦波^[34]和陈源等^[35]使用电涡流传感器与静环固装方法测量膜厚。

(4) 泄漏率测量

泄漏率是一个比较难测准的量,一些学者对此进行了相关的尝试。Doust等^[36]和Ayadi等^[37]采用在密封压盖上开小孔,将泄漏流体通过小孔收集后采用电子天平测量的方法来计量,包超英^[38]通过补偿式微压计对泄漏率进行测量。但是关于两相流机械密封的泄漏率测量相关文献比较缺乏,Orcutt^[18]曾在试验中使用带麦克风拾音器的超声波检测器来检测密封件不正常的泄漏,但是该方法只限于定性测量而不能定量测量。

(5) 扭矩的测量

机械密封的端面摩擦扭矩测量一般使用扭矩测量仪,在两相流研究中也比较常见,例如王涛等^[29]、Doust等^[36]和Komiya等^[39]等均使用了该方法;此外,Ayadi等^[37]采用力传感器测量扭矩,获得较好结果;也有研究人员采用扭矩销代替静环的防转销^[40],通过应变计与扭矩销相连来测量扭矩。

通过对以上试验总结,可以得出以下几点结论:一是汽化导致密封失效时所出现的现象可以归纳为汽喷(puffing)、振荡开启(popping open)和振荡失稳(oscillatory instability)3种;二是工况参数(密封介质温度、转速、背压)和宏微观几何参数(表面粗糙度、端面径向锥度和平衡比)都会影响液膜汽化,进而影响密封的稳定性;三是在两相状态下稳定工作的密封具有增大开启力、减少摩擦磨损、降低端面温度和减少泄漏率的特征^[18]。

3 理论研究进展

两相流机械密封在工程上应用广泛^[41]。目前,研究机械密封端面液膜相变主要有三种理论模型,分别为间断沸腾模型、连续沸腾模型和薄膜均相沸腾模型,如图8所示。

(1) 间断沸腾模型:假设端面液膜从100%液体完全产生相变至100%蒸汽的过程,发生在半径为 r_b 的分界面处($r_i \leq r_b \leq r_o$, r_i 和 r_o 分别为端面的内外半径),相变过程中不存在过渡区。

(2) 连续沸腾模型:假设相变发生在密封端面上的一个连续区域内,该区域中蒸汽的质量分数从0逐渐变化到1。

(3) 薄膜均相沸腾模型:假设流体膜处于等温状态,不明确区分沸腾或空化所产生的气体含量,用统一的容积含气率来表示。

如果研究基于等温假设,则可以选择薄膜均相沸腾模型,否则,需选用间断沸腾模型或连续沸腾模型,且后两种沸腾模型的选用依据是泄漏率大小。对于低泄漏或高泄漏此类极端工况,一般选用间断沸腾模型;而当泄漏率高于低泄漏标准,但又没有达到高泄漏标准时,宜选用连续沸腾模型^[41]。

目前,上述3种模型各自的局限性在于后2种沸腾模型仅限于轴对称模型且均未考虑空化的影响,且薄膜均相沸腾模型未考虑温度对汽化的影响。

3.1 间断沸腾模型研究

3.1.1 单组分介质研究

间断沸腾模型最早是由美国学者Hughes提出来的。1978年,Hughes等^[42]建立了基于低泄漏假设的二维轴对称间断沸腾模型,研究发现当密封介质接近饱和状态时,相变发生的概率远大于原先所认知的概率。随后,他们假设真实流体在层流流动状态下,在上述模型的基础上,提出了等温模型和绝热模型^[43]。等温模型基于低泄漏、忽略流体内部热对流、相变主要由压降造成、端面上温度处处相等的假设;绝热模型则基于动环和静环为良好的绝缘体、高泄漏、相变是由温升和压降的共同作用结果的假设;等温模型仅适用于稳态情况,而绝热模型既可以进行稳态分析也可以用于瞬态分析。

根据Hughes等^[43-44]的研究可知,对于定膜厚机械密封,发生相变时的开启力大于全液相或全汽相时的开启力(与Denny试验结论相同^[17]),但两相密封的泄漏率低于全液相密封时的泄漏率,并且端面间液膜处于

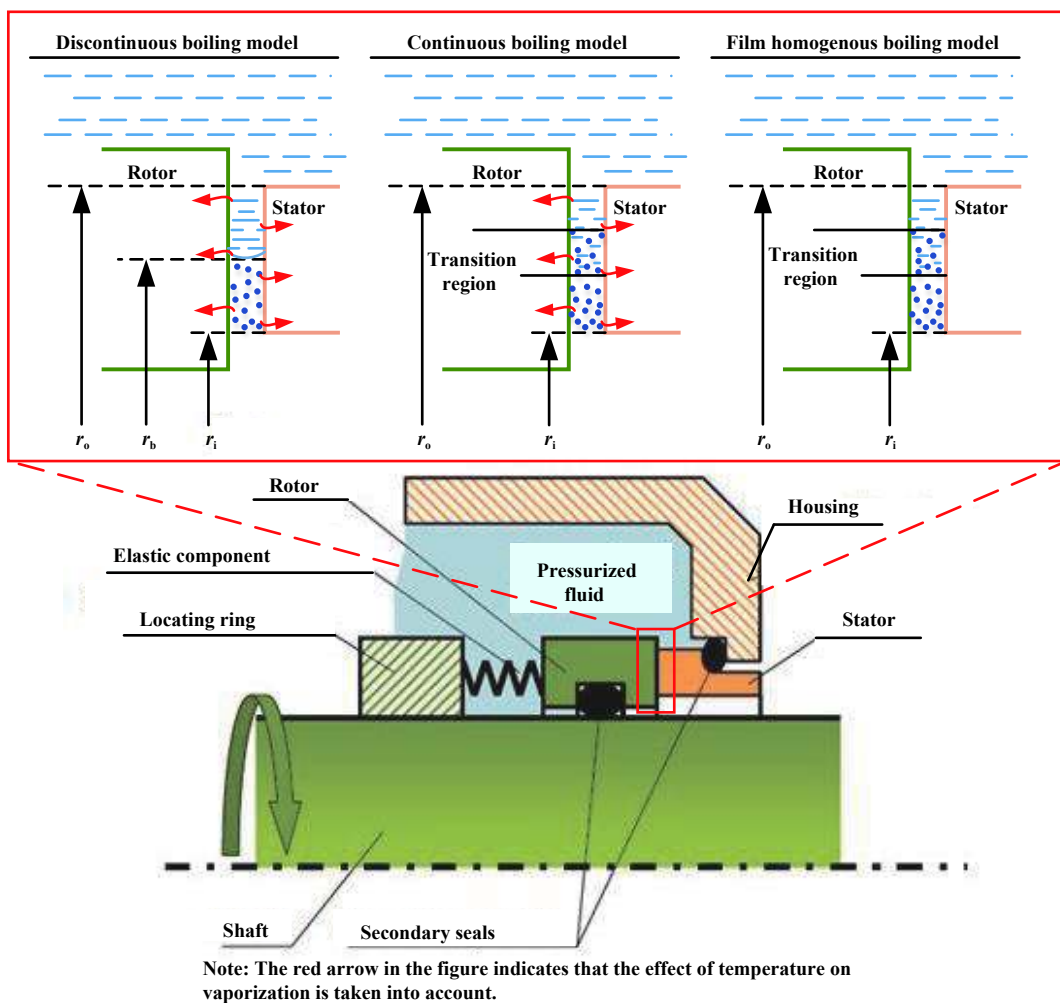


Fig. 8 Schematic diagram of the three theoretical models

图8 3种理论模型示意图

汽液两相状态时,有两个平衡膜厚对应同一开启力,如图9所示.当平衡膜厚为较大值时,密封处于稳定状态;当平衡膜厚为较小值时,密封不稳定,此时膜厚要么增大至平衡膜厚较大值,要么破裂(collapse).该结果与Rhodes等^[7]的研究结果相似.

在高速下,流体膜离心惯性效应的影响一般不容忽视. Osterle等^[44]研究了全液相端面密封的惯性效应,发现受其影响开启力下降. Basu等^[30]和彭旭东等^[31]基于等温间断沸腾模型,研究了惯性效应对密封稳定性的影响,结果表明:在高速和/或低压差条件下,双面密封的主密封其端面液膜惯性效应不是很明显,但在低压设备如辅助密封中惯性效应比较显著;在考虑惯性效应前提下,相变密封存在速度阈值.当转速超过阈值时,密封呈现正刚度,但承载力急剧下降,如果不发生相变,下降更加明显,全液相密封无泄漏,汽液两相密封却会发生泄漏;当转速低于阈值时,随着液膜厚

度变小密封呈现负刚度,当有小扰动时密封不稳定,此时与全液相密封相比,相变密封的泄漏率可以降低几个数量级.随后, Lau等^[45]基于Hughes的等温模型并结合湍流绝热模型,建立了简化的准等温低泄漏层流模型,研究表明:当密封介质温度接近饱和温度时,即使流体膜刚度为正值或密封处于稳态,密封仍有可能失效;对于给定平衡比的机械密封,虽然沿泄漏方向呈收敛状的锥度会使密封更稳定,但同样会使流体膜厚增大,因此此时具有比平行端面密封更大的泄漏率. Betty等^[16]针对高参数机械密封,基于高泄漏、湍流和绝热假设,并考虑惯性效应和入口压降,建立了二维轴对称绝热间断沸腾模型.研究表明,由于考虑了入口处的压力损失,在全液膜流动状态下发现了意料之外大的正刚度;此外,由于压降和黏性耗散导致端面液膜发生相变会促进阻塞(choking)的发生.

鉴于两相机械密封容易失稳且造成密封失效(而

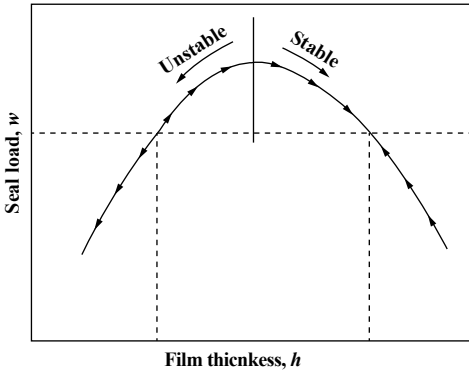


Fig. 9 The seal load W vs film thickness h showing the stable and unstable behavior about the two equilibrium positions^[42]

图 9 开启力和膜厚图显示两个平衡位置的稳定性和不稳定性行为^[42]

非正常磨损引起的失效), 因此有必要对密封稳定性进行系统分析并提出稳定性判据. 当机械密封处于稳态运行时其端面开启力等于闭合力, 因此可依据类似图10所示的开启力和膜厚之间的关系曲线, 判断给定密封结构、介质压力和温度下密封的稳定性^[16, 45-46]: 曲线斜率为负表示为“正刚度”, 在该区域内密封稳定性不受扰动影响; 曲线斜率为正即“负刚度”, 在该区域内密封受到小扰动后易失效, 不稳定.

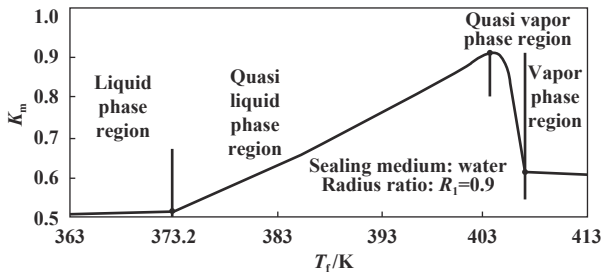


Fig. 10 Illustration of K_m-T_f ^[53]

图 10 K_m-T_f 曲线^[53]

国内顾永泉等^[47-54]和彭旭东等^[55-57]提出了另一种判断稳定性的方法, 即通过获得 K_m-T_f 曲线(见图10)或 $\alpha-T_f$ (其中 K_m 为膜压系数, α 为汽相体积比, T_f 为端面温度)曲线(见图11)来判断稳定性. 他们根据端面液膜不同的相变位置, 提出端面间流体膜可能出于全液相、全汽相、似液相和似汽相4种相态, 并且通过试验和理论分析确定当流体膜为全液相或全汽相时密封工作稳定, 似液相密封工作似稳定, 而似汽相密封工作不稳定. 因此, 密封工作稳定性的判断准则如下: 当 $K_m=K_{ml}$ 或 $\alpha=0$ 时, 流体膜为全液相, 工作稳定; 当 $K_m=K_{mg}$ 或 $\alpha=1$ 时, 流体膜为全汽相, 工作稳定; 当 $K_{ml}<K_m<K_{mmax}$ 或 $0<\alpha<\alpha_{mk}$ 时, 密封为似液相, 工作似稳

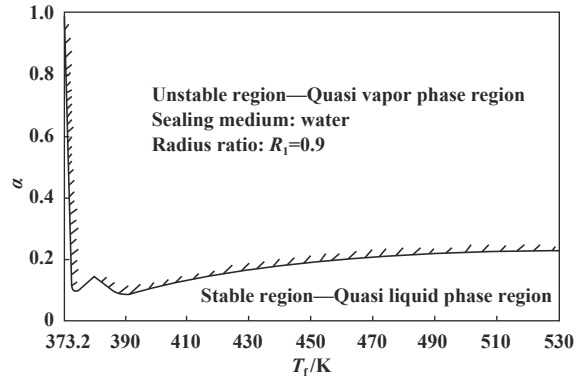


Fig. 11 Illustration of $\alpha-T_f$ (α is the volume ratio of vapor phase)^[53]

图 11 $\alpha-T_f$ (其中 α 是汽相体积比)曲线^[53]

定; 当 $K_{mg}<K_m<K_{mmax}$, $\alpha_{mk}<\alpha<1$ 时, 密封为似汽相, 工作不稳定(其中, K_{ml} 和 K_{mg} 分别为液膜和汽膜膜压系数; α_{mk} 是对应 K_{mmax} 时的汽相体积比).

在上述研究成果基础上, 彭旭东等^[58]研制发明了一套相态监控机械密封系统: 通过比较端面温度与相应工作条件下的 K_m-T_f 曲线来判断端面间流体的相态及密封的稳定性, 若密封处于不稳定相态, 可通过调节限流阀来使密封重新回到稳定相态. 该系统应用于石化现场并获得成功.

1980年, Lebeck^[59]在Hughes等^[42]关于非接触式机械密封稳态间断沸腾模型的研究基础上, 提出了1种考虑微凸体接触的混合摩擦静压型机械密封模型. 研究表明: 与全液相或全汽相密封相比, 相变导致流体膜压力在开启力中所占比例变大, 两相密封的摩擦扭矩更小(与Orcutt的试验结果一致)、磨损速率更低. 在此基础上, Lebeck等^[60]揭示了端面相变时的“汽喷”机理, 并认为发生汽喷需要有两个条件: 一是泄漏率突然增加; 二是机械密封为平衡型, 即使密封为平衡型, 汽喷发生与否还与其几何结构有关. 此外, 端面径向锥角对相变密封的性能影响较大. Ruan等^[61]建立了考虑表面粗糙度、热力耦合的二维稳态间断沸腾模型, 通过研究表明: 表面粗糙度的方向对密封泄漏有影响, 热效应在液相密封和汽液两相密封中比气体密封更明显, 对流换热系数和热边界条件的不确定性显著影响着端面温度分布、热变形和最终整体密封性能的预测精度.

上述关于机械密封相变的理论研究都是基于端面对中的假设. 为了研究端面不对中对流体膜相变的影响, Estion等^[62]建立了三维稳态间断沸腾模型(没有考虑动压效应), 他认为相变会影响角向刚度从而易

导致密封失稳;在端面倾斜参数不大于0.4时,该模型仍然可以简化为轴对称模型.该结论后来得到了Will^[63]的试验证明.Estion等^[64]随后提出采用修正Sommerfeld数(简称为 S^*)作为是否考虑动压效应的依据:当 $S^* < 0.05$ 时,可以不考虑动压效应;当 $S^* > 0.05$ 时,是否考虑动压效应与倾斜参数有关,当倾斜参数为中等偏上时,需要考虑动压效应,此时沸腾半径不再是轴对称,应与角坐标 θ 有关;当 $S^* = 1$ 时,可以不考虑流体动压效应.在此基础上,Estion等^[65]放宽了一些假设条件来研究端面未对中机械密封的动压效应对相变半径的影响,结果表明:当 $S^* < 0.4$ 时,相变密封中液相区域动环端面温度可以用全液相密封的相应预测方法来计算;当 $S^* < 0.2$ 时,可以忽略动压效应,用流体静力学来精确预测相变半径 $r_b(\theta)$;当 $S^* < 0.1$ 时,无论倾斜参数是多少,都可以认为沸腾界面是轴对称的,即可以假设倾斜参数为0来预测相变半径.

上述研究都是基于间断沸腾模型对两相流机械密封进行稳态分析,但是由于密封在实际安装与操作过程中总是不可避免会受到扰动,此时稳态分析难以精确预测密封性能,必须进行动态分析.

挤压效应(至少在密封的液相部分)具有显著控制密封轴向运动,从而对轴封动力学产生稳定的作用.此外,挤压膜阻尼会显著改变压力,从而进一步改变沸腾半径.因此,挤压膜阻尼和热瞬态效应在瞬态密封响应分析中非常重要.在大多数情况下,对于使膜厚增加的扰动,无论密封具有倾斜端面还是平行端面,随着动环接近初始稳态条件,响应通常是衰减的;对于使膜厚减小的扰动(扰动的程度较大),以平行端面密封为例,其失效模式或者是单调振荡开启,或者是振荡不稳定导致的端面塌陷或弹开.对于具有足够大倾角的倾斜端面密封,其运行仍然可以逐渐趋于稳定^[66].

Beeler等^[67]最早针对两相流机械密封开展动态分析,他们建立了层流绝热间断沸腾模型,对密封环的轴向偏移进行了准稳态瞬态分析,并采用线性阻尼简化了对挤压效应的研究,结果表明:对于给定的膜厚,流体压力可以产生多个开启力(见图12).密封环的轴向扰动可能导致开启力的突然下降,并可能产生3种结果:1)若阻尼足够大,可以使密封恢复到原先的平衡位置;2)浮动密封环可能移动到较小膜厚的平衡位置,端面接触增大,端面温度升高;3)若阻尼足够小,在轴向上可能产生包含自激振荡的(self sustained oscillations)极限环,如图13所示.

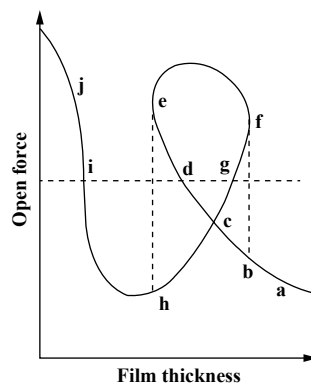


Fig. 12 Illustration of opening force vs film thickness^[67]

图12 开启力-膜厚曲线图^[67]

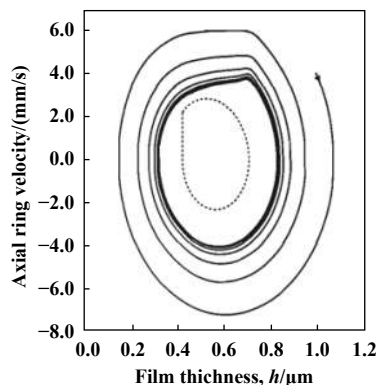


Fig. 13 Dynamic trajectory entering the limit cycle from outside^[67]

图13 从外部进入极限环的动态轨迹^[67]

在已有稳态研究中,利用开启力和膜厚之间的关系曲线(曲线斜率是刚度)来判断在无穷小扰动下是否稳定,但是该方法不能判断密封在有限扰动下是否稳定,研究认为正刚度是稳定的必要条件,但不是充分条件.为此,Salant等^[68]基于等温间断沸腾模型,考虑热瞬变和流体膜相变,忽略热弹变形和端面接触力的前提下,研究了密封的动态轴向响应.结果表明:在正刚度的平衡点对于有限扰动是不稳定的;温度波动及与膜厚处于相同数量级的膜厚扰动,均会引起热锥角和端面间歇接触,因此导致密封的不稳定.基于Salant的研究,Blasbalg等^[69]通过建立考虑热弹变形、表面粗糙度和挤压效应的间断沸腾模型,研究动态下机械密封的相变,获得了稍有不同的结果,即:如果平衡点对应正刚度,则需根据总锥角的收敛性来判断是否稳定,若为收敛,密封受到轴向扰动后仍然稳定;若为发散,那么密封受到扰动后不稳定.如果平衡点在负刚度上,那么无论锥角是否收敛都是不稳定的.当刚度接近零时,平衡扰动会导致振动(oscillatory).在瞬态过程中,热锥角对密封性能的影响与恒定锥角的影响

区别很大。

3.1.2 多组分介质研究

Harrison等^[6]通过试验发现,机械密封的失效率随泵输原油介质温度的升高或/和原油含水率的增加而增大。彭旭东等^[56,70-71]研究了在多组分烃类混合物中工作的平端面机械密封,并通过现场测试验证了所用方法的可靠性,其研究表明只要能准确预测密封介质的有关热力学参数,就可以模拟出相应介质机械密封的性能参数,从而实现对端面间流体膜相态的有效控制。Estion等^[72]尝试用离散间断沸腾模型研究多组分介质汽化问题。他们在研究液液混合物中其中一种成分发生汽化进而影响密封稳定性的时候,认为液液混合物可能以两种方式存在:第一种是沸点较高的液体以一定的体积浓度分散在连续低沸点液体中,例如水包油;第二种是沸点较低的液体以一定的体积浓度分散在连续高沸点液体中,例如油包水。第一种混合物的相变行为与单组分介质相变行为相似,而第二种混合物发生相变其行为与单组分介质相变行为区别很大。Estion主要对第二种混合物的相变开展了研究,表明即使是最小量的易汽化液体也会导致密封因相变而改变密封性能,造成动态不稳定,最终导致密封失效,而且增加易汽化液体成分的浓度、提高密封介质的温度或使用导热性能较差的动静环材料,都会增加密封操作不稳定的概率。

3.2 连续沸腾模型研究

连续沸腾模型最早在1991年由Hughes等^[41]提出,通过考虑端面温度、液膜热传导及密封稳定性与泄漏的综合效应,研究了膜厚为1~10 μm 范围内(此时,不能忽略液膜内部的对流换热)的密封性能,而关于稳定性的研究仅限于轴向刚度。结果表明:在较高温度下,采用间断沸腾等温模型预测机械密封性能存在轴向不稳定,而采用连续沸腾模型则预测密封性能却处于稳定状态。研究还发现,当密封入口液体接近饱和状态时,端面间可能存在3个平衡膜厚,其中可能是单稳定膜厚也可能是双稳定膜厚,这与Rhodes^[7]的研究结论一致。在已有研究基础上,Yasuna等^[73]建立了考虑挤压油膜效应、入口损失、阻塞效应和湍流的连续沸腾模型,通过研究湍流泄漏下两相流机械密封的轴向稳定性,提出了稳态、非稳态和双稳态密封运行的一般准则,并认为便于更合理的设计密封,必须考虑最终泄漏的流态是层流还是湍流。

2015年,Migout等^[24]建立了耦合非定常数值传热模型和瞬态有限元变形模型的瞬态连续沸腾模型。研

究结果表明:存在一段较大运行区间,在该区间内相变密封可以稳定运行;当介质初始温度高于温度阈值时,机械密封会出现不稳定行为,将缩短密封预期寿命,这一结果与文献^[45]一致;通过使用更高的平衡比,可以将一些在较低温度下产生的振荡延迟到更高的温度值时才出现;同时还发现,相变可以显著降低端面温度。

连续沸腾模型考虑了液体润滑机械密封的端面液膜相变的过渡区,并得到了试验验证,是1种接近液体润滑机械密封的理论预测模型,但是很可惜的是后续关于两相流机械密封的研究并未对该模型引起足够重视,特别是普通机械密封面临严格的泄漏率控制要求前提下,其端面间流态多数处于层流态。不过,针对核主泵用机械密封等允许大泄漏的情况,该模型的可适性值得深究。

连续沸腾模型尚未考虑空化对密封性能的影响,这也有待深入研究。目前,已有许多学者研究了空化的相关模型^[74],例如JFO空化模型^[75-77]、Song等^[78]提出的模型、Brunetiere^[79]用与Migout相似的方法建立的考虑空化的模型等,但是目前在连续沸腾模型中还未同时考虑汽化与空化对密封的影响。

3.3 薄膜均相沸腾模型研究

王涛等^[80]基于JFO空化和沸腾模型,假设流体膜为等温膜,并统一用容积含汽率表示沸腾或空化产生的气相含量,提出了三维薄膜均相沸腾模型,并以波度锥面机械密封为实例,研究了三维端面结构对密封压力场和相变分布的影响,发现波度锥面通过改变液膜压力分布将影响相态分布。

Brunetiere^[81]用基于流体为均相混合流体假设的两相流方法来研究外压式机械密封中的回流问题。研究发现,如果流体惯性效应发挥作用,那么就会发生回流现象,进而泄漏率得到减少;此外,低压侧流体会占据大部分密封间隙,从而导致密封性能发生变化。

显然,均相沸腾模型仅仅考虑了液膜含气(汽)的现实,但是针对现役高参数液体润滑机械密封及未来超高参数和超临界参数机械密封,缺少对液膜因摩擦热引起汽化的研究都是不完善的,也无法准确预测实际极端工况中液膜润滑机械密封的性能。

4 结束语

经过国内外学者的大量研究,目前已基本解释了液膜润滑机械密封的相变原理,初步揭示了工况参数(密封介质温度、转速、背压)和宏微观几何参数(表面

粗糙度、端面径向锥度和平衡比)导致影响液膜相变的机理,但是Barnard等^[82]试验发现许多稳定运行机械密封因相变造成端面表面具有3条带宽接近的同心带,此类两相区或三相区共存的机制及其对密封稳定性的影响机制尚待研究;并且两相流机械密封的设计理论与方法尚未得到系统建立和完善,协调控制并利用这些有关参数及各参数之间的耦合作用来有效提高密封性能的方法与策略目前鲜有涉及,极端工况下两相流机械密封的失效机理和寿命设计与预测尚为空白;此外,针对现役高参数液体润滑机械密封及未来超高参数和超临界参数下机械密封的相变与泄漏机理尚未涉猎,等等,因此在汽液两相流机械密封方向仍需更多的探索与研究,以形成我国自主设计与研发能力.两相流密封急需破解的难题有:

(1)建立合理的相变理论模型:3种模型孰优孰劣,是否还有更合理合适的模型?不同模型的选用和密封介质组分及组分数、密封摩擦副端面表面形貌及表面织构、泄漏流的流态与流场、密封操作工况与要求等因素之间是否存在本质关联,关联的机制与作用机理如何?不同模型和密封的运行状态是否存在耦合,若存在那么耦合机制与强弱和哪些因素有关?

(2)实现极端工况下密封稳定性:比如,针对超低温液氢液氧等特殊介质涡轮泵用机械密封,如何建立深冷、宽温域、快速启动和瞬态负载下的密封-轴承-泵轴相互作用三维耦合振动动力学模型,破解含有随机变量、离散变量与连续变量非线性动力学模型的快速求解难题,探索端面表界面间流体的瞬态流变行为、流动行为和相变机制以及泄漏和失稳机理与机制,揭示多影响因素的敏感度及端面摩擦副材料的匹配及其摩擦学特性对密封服役性能的影响规律,实现密封的稳定运行.

(3)突破密封相变监控关键技术:针对高端装备用机械密封所面临的恶劣环境、复杂多变工况、特殊介质及高性能要求,特别是汽-液、液-固、汽-液-固等多相流体机械密封在多变复杂环境下面临的端面腐蚀、温度交变、外压交变、载体颠簸等情况,如何基于上述理论和模型,实施密封关键要素的优化,突破扰动加载和机械密封端面液膜相变检测与控制的关键技术.

参考文献

[1] Gu Boqin, Jiang Xiaowen, Sun Jianjun, et al. Recent process on mechanical seal technology[J]. Chemical Industry and Engineering Process, 2003, 22(11): 1160-1164 (in Chinese) [顾伯勤, 蒋小文, 孙

见君, 等. 机械密封技术最新进展[J]. 化工进展, 2003, 22(11): 1160-1164. doi: 10.3321/j.issn:1000-6613.2003.11.006.

- [2] Peng Xudong, Wang Yuming, Huang Xing, et al. State-of-the-art and future development of sealing technology[J]. Hydraulics Pneumatics & Seals, 2009, 29(4): 4-11 (in Chinese) [彭旭东, 王玉明, 黄兴, 等. 密封技术的现状与发展趋势[J]. 液压气动与密封, 2009, 29(4): 4-11]. doi: 10.3969/j.issn.1008-0813.2009.04.002.
- [3] Lebeck A O. Principles and design of mechanical face seals[M]. Wiley, 1991.
- [4] Gu Yongquan. Practical technology of mechanical seal[M]. Beijing: China Machine Press, 2001(in Chinese) [顾永泉. 机械密封实用技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 2001].
- [5] Liu Wei, Peng Xudong, Bai Shaoxian, et al. Numerical analysis of three-dimensional heat transfer model of hydrostatic mechanical seal[J]. Tribology, 2010, 30(1): 57-63 (in Chinese) [刘伟, 彭旭东, 白少先, 等. 流体静压型机械密封的三维传热数学模型及端面温度分析[J]. 摩擦学学报, 2010, 30(1): 57-63]. doi: 10.16078/j.tribology.2010.01.015.
- [6] Harrison D, and Watkins R. Evaluation of the forties main oil line pump seals[C]. Proceedings of the Tenth International Conference on Fluid Sealing, BHRA Fluid Engineering, Cranfield, U K, 1984, Paper A1.
- [7] Schneider D S, Stephens L S. An experimental study on the impact of interface temperature on thermally induced wear transitions in dry sliding[J]. Journal of Tribology, 2006, 128(3): 460-468. doi: 10.1115/1.2197841.
- [8] Hill R C, and Rhodes D B. Behavior of primary coolant pump shaft seals during station blackout conditions[C]. International ANS/ENS Topical Meeting on Operability of Nuclear Power Systems in Normal and Adverse Environments, 1986, Sept 29-Oct 3.
- [9] Li Jie, Zhou Jianrong, Lu Shujie. Failure cause and improvement of mechanical seal of pump[J]. Chemical Engineering and Equipment, 2016, (9): 211-213 (in Chinese) [李杰, 周建荣, 卢树杰. 泵类机械密封失效原因及改进综述[J]. 化学工程与装备, 2016, (9): 211-213].
- [10] Yang Xiao, Meng Xiangkai, Peng Xudong, et al. A TEHD lubrication analysis of surface textured mechanical seals[J]. Tribology, 2018, 38(2): 204-212 (in Chinese) [杨笑, 孟祥铠, 彭旭东, 等. 表面织构化机械密封热弹流润滑性能分析[J]. 摩擦学学报, 2018, 38(2): 204-212]. doi: 10.16078/j.tribology.2018.02.011.
- [11] Peng Xudong, Feng Xiangzhong, Hu Danmei, et al. Numerical analysis of deformation of a non-contacting gas lubricated seal[J]. Tribology, 2004, 24(6): 536-540 (in Chinese) [彭旭东, 冯向忠, 胡丹梅, 等. 非接触式气体润滑密封变形的数值分析[J]. 摩擦学学报, 2004, 24(6): 536-540]. doi: 10.3321/j.issn:1004-0595.2004.06.012.
- [12] Peng Xudong, Liu Wei, Bai Shaoxian, et al. Effects of thermoelastic deformation on the performance of hydrostatic mechanical seals in reactor coolant pumps[J]. Tribology, 2010, 46(23): 146-153

- (in Chinese) [彭旭东, 刘伟, 白少先, 等. 热弹变形对核主泵用流体静压型机械密封性能的影响[J]. 机械工程学报, 2010, 46(23): 146–153].
- [13] Gu Yongquan, Wu Zongxiang, Wang Lijuan. End face temperature of mechanical seal[J]. *Fluid Engineering*, 1985, (4): 3–10, 64 (in Chinese) [顾永泉, 吴宗祥, 王丽娟. 机械密封的端面温度[J]. 流体工程, 1985, (4): 3–10, 64].
- [14] Wang Tao, Huang Weifeng, Wang Yuming. Research and process of mechanical seals operating with vaporization transition[J]. *Journal of Chemical Industry and Engineering*, 2012, 63(11): 3375–3382 (in Chinese) [王涛, 黄伟峰, 王玉明. 机械密封液膜汽化问题研究现状与进展[J]. 化工学报, 2012, 63(11): 3375–3382]. doi: [10.3969/j.issn.0438-1157.2012.11.001](https://doi.org/10.3969/j.issn.0438-1157.2012.11.001).
- [15] Brunetière N, Modolo B. Heat transfer in a mechanical face seal[J]. *International Journal of Thermal Sciences*, 2009, 48(4): 781–794. doi: [10.1016/j.ijthermalsci.2008.05.014](https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2008.05.014).
- [16] Beatty P A, Hughes W F. Turbulent two-phase flow in face shaft seals[J]. *ASME Journal of Tribology*, 1987, 109(1): 91–99. doi: [10.1115/1.3261334](https://doi.org/10.1115/1.3261334).
- [17] Denny D F. Some measurements of fluid pressures between plane parallel thrust surfaces with special reference to the balancing of radial face seals[J]. *Wear*, 1961, 4(1): 64–83.
- [18] Orcutt F K. An Investigation of the operation and failure of mechanical face seals[J]. *Journal of Tribology*, 1969, 91(4): 713.
- [19] Summers-Smith J D. Laboratory investigation of the performance of a radial-face seal[C]. *Proceedings of First International Conference on Fluid Sealing*, 1961, paper D1 (BHRA, Cranfield).
- [20] Lymer A. An engineering approach to the selection and application of mechanical seals[C]. In: *Proceedings of the 4th international conference on fluid sealing*, BHRA. 1969: 239–246.
- [21] Dolan P J, Harrison D, and Watkins R. Mechanical seal selection and testing[C]. *Proceedings of the Eleventh International Conference on Fluid Sealing*, BHRA Fluid Engineering, Cranfield, UK, 1987(A1).
- [22] Nau B S. Research in mechanical seals[J]. *ARCHIVE Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part C Journal of Mechanical Engineering Science 1989-1996 (vols 203-210)*, 1990, 204(63): 349–376.
- [23] Trytek J J. The Application of mechanical end face seals for hot water service[J]. *Lubrication Engineering*, 1973, 29(1): 17–23.
- [24] Migout F, Brunetière N, Tourmerie B. Study of the fluid film vaporization in the interface of a mechanical face seal[J]. *Tribology International*, 2015, 92: 84–95. doi: [10.1016/j.triboint.2015.05.029](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2015.05.029).
- [25] Nau B S. The operation of unbalanced mechanical seals at high pressure[J]. *BHRA research report RR1819*, 1982.
- [26] Rhodes D B, and Metcalfe R. Preventing dry out and popping open failures in face seals[C]. *Fourth ACOT Research Seminar*, Sarnia, Ontario, 1987, May 28–29.
- [27] Rhodes D B, Hill R C, Wensel R G. Reactor coolant pump shaft seal stability during station blackout[R]. *Specific Nuclear Reactors & Associated Plants*, 1987.
- [28] Cicone T, Pascovici M, Frêne J, et al. Visualization of vaporization in very thin films with application to mechanical face seals[C]. *2nd World Tribol Congr 2001, Abstracts of papers*, ISBN3-901657-08-8, Vienna, Austria, September 03-07: 195.
- [29] Wang T, Huang W, Liu X, et al. Experimental study of two-phase mechanical face Seals with laser surface texturing[J]. *Tribology International*, 2014, 72(72): 90–97.
- [30] Basu P, Hughes W F, Beeler R M. Centrifugal inertia effects in two-phase face seal films[J]. *ASLE Transactions*, 1987, 30(2): 177–186. doi: [10.1080/05698198708981746](https://doi.org/10.1080/05698198708981746).
- [31] Peng Xudong, Gu Yongquan. The effects of coning face and fluid inertia on the performance of mechanical face seal at various phase states[J]. *Journal of the University of Petroleum: Natural Science*, 1990, (3): 62–70 (in Chinese) [彭旭东, 顾永泉. 不同相态下端面形貌和流体惯性对机械密封性能的影响[J]. 石油大学学报(自然科学版), 1990, (3): 62–70].
- [32] Zou M, Green I. Clearance control of a mechanical face seal[J]. *Tribology Transactions*, 1999, 42(3): 535–540. doi: [10.1080/10402009908982252](https://doi.org/10.1080/10402009908982252).
- [33] Varney P, Green I. Steady-state response of a flexibly mounted stator mechanical face seal subject to dynamic forcing of a flexible rotor[J]. *ASME Journal of Tribology*, 2017, 139(6): 062201–9. doi: [10.1115/1.4036380](https://doi.org/10.1115/1.4036380).
- [34] Jiang Jinbo. Theoretical and experimental study of the bionic design of grooved surface of a high speed dry gas seal[D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2016(in Chinese) [江锦波. 高速干气密封端面型槽仿生设计理论与实验研究[D]. 杭州: 浙江工业大学, 2016].
- [35] Chen Y, Peng X, Jiang J, et al. Experimental and theoretical studies of the dynamic behavior of a spiral-groove dry gas seal at high-speeds[J]. *Tribology International*, 2018, 125: 17–26. doi: [10.1016/j.triboint.2018.04.005](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.04.005).
- [36] Doust TG, Parmar A. An experimental and theoretical study of pressure and thermal distortions in a mechanical seal[J]. *ASLE Transactions*, 1986, 29(2): 151–159. doi: [10.1080/05698198608981672](https://doi.org/10.1080/05698198608981672).
- [37] Ayadi K, Brunetière N, Tourmerie B, et al. Experimental and numerical study of the lubrication regimes of a liquid mechanical seal[J]. *Tribology International*, 2015, 92(13): 96–108.
- [38] Bao Chaoying. Sealing performance analysis of mechanical seal under static pressure based on percolation theory[D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2016(in Chinese) [包超英. 基于渗流原理的机械密封静压渗漏特性分析[D]. 浙江工业大学, 2015].
- [39] Komiya M, Matsui S, Hirabayashi H. Investigation on surface failure of hard materials for mechanical seals[M]. *Fluid Sealing*. Springer, Dordrecht, 1992: 495–506.

- [40] Phillips R, Jacobs L, Parviz Merati. Experimental determination of the thermal characteristics of a mechanical seal and its operating environment[J]. ASLE Transactions, 1997, 40(4): 559–568.
- [41] Yasuna J A, Hughes W F. A continuous boiling model for face seals[J]. Journal of Tribology, 1990, 112(2): 266–274. doi: [10.1115/1.2920252](https://doi.org/10.1115/1.2920252).
- [42] Hughes W F, Winowich N S, Birchak M J, et al. Phase change in liquid face seals[J]. Journal of Lubrication Technology, 1978, 100(1): 74–79. doi: [10.1115/1.3453117](https://doi.org/10.1115/1.3453117).
- [43] Hughes W F, Chao N H. Phase change in liquid face seals. II- Isothermal and adiabatic bounds with real fluids[J]. Journal of Lubrication Technology, 1980, 102(3): 350–357. doi: [10.1115/1.3251540](https://doi.org/10.1115/1.3251540).
- [44] Osterle J F, Hughes W F. The effect of lubricant inertia in hydrostatic thrust-bearing lubrication[J]. Wear, 1958, 1(6): 465–471. doi: [10.1016/0043-1648\(58\)90515-5](https://doi.org/10.1016/0043-1648(58)90515-5).
- [45] Lau S Y, Hughes W F, Basu P, et al. A simplified model for two phase face seal design[J]. ASLE Transactions, 1990, 33(3): 315–324.
- [46] Watson S, Nau B S. Analysis of a rotary seal operating in a boiling film mode[J]. BHRA report CR, 1986: 2638.
- [47] Gu Yongquan. Preliminary discussion on vapor liquid mechanical seals with phase change[J]. Petrochemical Equipment, 1981(6): 11–20 (in Chinese) [顾永泉. 对有相变的汽液相机械密封的初步探讨[J]. 石油化工设备, 1981(6): 11–20].
- [48] Gu Yongquan. Phase change and vapor phase seal in liquid end seal[J]. Fluid Machinery, 1981, (10): 41–49 (in Chinese) [顾永泉. 液体端面密封中的相变及汽相密封[J]. 流体机械, 1981, (10): 41–49].
- [49] Gu Yongquan, Ma Jiubo. Pressure coefficient of mechanical seals in different phase states[J]. Journal of the University of Petroleum: Natural Science, 1986, (1): 89–97 (in Chinese) [顾永泉, 马久波. 不同相态机械密封的膜压系数[J]. 中国石油大学学报(自然科学版), 1986, (1): 89–97].
- [50] Gu Yongquan. Phase state judgment and fault analysis of mechanical seal[J]. Petrochemical Equipment, 1986, (12): 3–12 (in Chinese) [顾永泉. 机械密封的相态判断和故障分析[J]. 石油化工设备, 1986, (12): 3–12].
- [51] Gu Yongquan. Phase state judgement and phase stability analysis of mechanical seals[J]. Journal of the University of Petroleum: Natural Science, 1986, (4): 1–8 (in Chinese) [顾永泉. 机械密封的相态判断及相态稳定性分析[J]. 华东石油学院学报: 自然科学版, 1986, (4): 1–8].
- [52] Gu Yongquan. Phase stability of mechanical seals[J]. Petrochemical Equipment, 1987, 16(3): 3–8 (in Chinese) [顾永泉. 机械密封的相态稳定性[J]. 石油化工设备, 1987, 16(3): 3–8].
- [53] Gu Yongquan. Phase state judgement and phase stability analysis of mechanical seals for pumps[J]. Fluid Machinery, 1990, (4): 1–8 (in Chinese) [顾永泉. 泵用机械密封的相态判断及相态稳定性分
- 析[J]. 流体机械, 1990, (4): 1–8].
- [54] Gu Yongquan. Vapor phase volume ratio and membrane pressure coefficient of mechanical seal[J]. Journal of the University of Petroleum: Natural Science, 1994, (2): 52–58 (in Chinese) [顾永泉. 机械密封的汽相体积比与膜压系数[J]. 中国石油大学学报(自然科学版), 1994, (2): 52–58].
- [55] Peng Xudong, Gu Yongquan. Calculation of mechanical sealing performance of one-component medium[J]. Journal of the University of Petroleum: Natural Science, 1993, (5): 76–81 (in Chinese) [彭旭东, 顾永泉. 单组分介质机械密封性能计算[J]. 中国石油大学学报(自然科学版), 1993, (5): 76–81].
- [56] Peng X D, Xie Y B, Gu Y Q. Evaluation of mechanical face seals operating with hydrocarbon mixtures[J]. Tribology International, 2003, 36(3): 199–204. doi: [10.1016/S0301-679X\(02\)00172-X](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(02)00172-X).
- [57] Peng X D, Xie Y B, Gu Y Q. Simpler method for volatile medium pump mechanical seals[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 2006, 220(7): 643–647. doi: [10.1243/13506501J03104](https://doi.org/10.1243/13506501J03104).
- [58] Peng Xudong, Gu Yongquan, Wang Rumei. Development and application of mechanical seal for phase monitoring[J]. Petrochemical equipment technology, 1995, (3): 30–33 (in Chinese) [彭旭东, 顾永泉, 王汝美. 相态监控机械密封的研制和应用[J]. 石油化工设备技术, 1995, (3): 30–33].
- [59] Lebeck A O. A mixed friction hydrostatic face seal model with phase change[J]. Journal of Tribology, 1980, 102(2): 133–138.
- [60] Lebeck and Chiou. Two-phase mechanical face seal operation: experimental and theoretical observations[C]. In: Proceedings of the 11th turbomachinery symposium, 1982: 181–188.
- [61] BoRuan, Salant R, Itzhak Green. A mixed lubrication model of liquid/gas mechanical face seals[J]. ASLE Transactions, 1997, 40(4): 647–657.
- [62] Etsion I, Pascovici M D. Phase change in a misaligned mechanical face seal[J]. Journal of Tribology, 1996, 118(1): 109–115. doi: [10.1115/1.2837064](https://doi.org/10.1115/1.2837064).
- [63] Will T. P Experimental observations of a face-contact mechanical shaft seal operating on water[J]. Lubrication Engineering, 1982, 38(12): 767–772.
- [64] Etsion I, Pascovici M D. Hydrodynamic effects on the boiling interface in a misaligned, two-phase, mechanical seal-A qualitative study[J]. Tribology Transactions, 1996, 39(4): 922–928. doi: [10.1080/10402009608983613](https://doi.org/10.1080/10402009608983613).
- [65] Etsion I, Pascovici M D, Burstein L. The boiling interface in a misaligned two-phase mechanical seal[J]. Journal of Tribology, 1997, 119(2): 265. doi: [10.1115/1.2833180](https://doi.org/10.1115/1.2833180).
- [66] Yasuna J A, Hughes W F. Squeeze film dynamics of two-phase seals[J]. Journal of Tribology-transactions of The ASME, 1992, 114(2): 236–246. doi: [10.1115/1.2920879](https://doi.org/10.1115/1.2920879).
- [67] Beeler R M, Hughes W F. Dynamics of two-phase face seals[J]. ASLE Transactions, 1984, 27(2): 146–153. doi: [10.1080/056981984](https://doi.org/10.1080/056981984)

08981555.

- [68] Salant R, Blasbalg D. Dynamic behavior of two-phase mechanical seals[J]. ASLE Transactions, 1991, 34(1): 122–130.
- [69] Blasbalg D, Salant R. Numerical study of two-phase mechanical seal stability[J]. ASLE Transactions, 1995, 38(4): 791–800.
- [70] Peng Xudong, Gu Yongquan. Program for calculating performance of a mechanical seal of multicomponent hydrocarbon mixtures[J]. Journal of the University of Petroleum: Natural Science, 1994, (1): 45–49 (in Chinese) [彭旭东, 顾永泉. 多组分烃类混合物机械密封性能参数计算[J]. 中国石油大学学报(自然科学版), 1994, (1): 45–49].
- [71] Peng Xudong, Gu Yongquan. Performance calculation of different phase mechanical seals[J]. Fluid machinery, 1994, (8): 20–24 (in Chinese) [彭旭东, 顾永泉. 不同相态机械密封的性能计算[J]. 流体机械, 1994, (8): 20–24].
- [72] Etsion I, Pascovici M D. Vaporization in face seals operating with liquid mixtures[J]. ASLE Transactions, 1997, 40(4): 694–700.
- [73] Yasuna J A, Hughes W F. Squeeze film dynamics of two-phase seals part II—turbulent flow[J]. Journal of Tribology, 1994, 116(3): 479–487. doi: [10.1115/1.2928868](https://doi.org/10.1115/1.2928868).
- [74] Braun M J, Hannon W M. Cavitation formation and modelling for fluid film bearings: a review[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 2010, 224(9): 839–863. doi: [10.1243/13506501JET772](https://doi.org/10.1243/13506501JET772).
- [75] Elrod H G. A computer program for cavitation and starvation problems[J]. Cavitation and related phenomena in lubrication, 1974: 37–41.
- [76] Payvar P, Salant R F. A computational method for cavitation in a wavy mechanical seal[J]. Journal of Tribology, 1992, 114(1): 199–204. doi: [10.1115/1.2920861](https://doi.org/10.1115/1.2920861).
- [77] Ma Xuezhong, Meng Xiangkai, Wang Yuming, et al. Mechanism and performance of end face seal of Rayleigh steps and annular grooves[J]. Tribology, 2016, 36(5): 585–591 (in Chinese) [马学忠, 孟祥铠, 王玉明, 等. 雷列台阶-环槽端面密封机理与性能研究[J]. 摩擦学学报, 2016, 36(5): 585–591]. doi: [10.16078/j.tribology.2016.05.008](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2016.05.008).
- [78] Song Y, Gu C, Ren X. Development and validation of a gaseous cavitation model for hydrodynamic lubrication[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 2015, 229(10): 1227–1238. doi: [10.1177/1350650115576247](https://doi.org/10.1177/1350650115576247).
- [79] Brunetiere N. A General model for liquid and gas lubrication, including cavitation[J]. Journal of Tribology, 2018, 140(2): 1–10.
- [80] Wang T, Huang W, Liu Y, et al. A homogeneous phase change model for two-phase mechanical seals with three dimensional face structures[J]. Journal of Tribology, 2014, 136(4): 041708. doi: [10.1115/1.4028043](https://doi.org/10.1115/1.4028043).
- [81] Brunetiere N. Modelling of reverse flows in a mechanical seal[J]. Tribology Online, 2016, 11(2): 94–101. doi: [10.2474/trol.11.94](https://doi.org/10.2474/trol.11.94).
- [82] Barnard P, Weir R S L. A theory for mechanical seal face thermodynamics[C]. Proceedings of Eighth International Conference on Fluid sealing, 1978, H1 (BHRA, Cranfield).

DOI: 10.16078/j.tribology.2019025

电接触材料摩擦学研究进展

谢博华^{1,2}, 鞠鹏飞³, 吉利¹, 李红轩¹, 周惠娣¹, 陈建敏^{1*}

(1. 中国科学院兰州化学物理研究所 固体润滑国家重点实验室, 甘肃 兰州 730000;

2. 中国科学院大学, 北京 100049;

3. 上海航天设备制造总厂有限公司, 上海 200245)

摘要: 电接触材料在生活生产应用中发挥着重要的作用, 但其面临着较为复杂的摩擦磨损问题, 因此对电接触材料的研究至关重要. 文章从摩擦学角度出发, 综述了当前几种常见的铜基、银基和金基电接触材料的特点以及存在的问题, 分析了不同接触载荷、电流和滑动速度等条件下电接触材料的载流摩擦学行为、载流摩擦磨损机制、计算模拟研究以及当前还存在的问题. 提出未来应发展石墨烯等性能优异的新型电接触材料以及加强对多因素耦合作用下电接触体系的摩擦磨损行为和失效机制的研究, 这将为未来电接触材料摩擦学的研究发展提供一定的参考价值.

关键词: 电接触; 载流摩擦; 磨损失效; 电弧侵蚀; 金属基材料; 石墨烯

中图分类号: TH117.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2019)05-0656-13

Research Progress on Tribology of Electrical Contact Materials

XIE Bohua^{1,2}, JU Pengfei³, JI Li¹, LI Hongxuan¹, ZHOU Huidi¹, CHEN Jianmin^{1*}

(1. State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics,
Chinese Academy of Sciences, Gansu Lanzhou 730000, China

2. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

3. Shanghai Aerospace Equipments Manufacturer Co, Ltd, Shanghai 200245, China)

Abstract: It is of great importance to do research of electric contact materials, not only for their applications in life and productions, but also for their complex friction and wear problems. This review summarized the characteristics and existing problems of several common copper-based, silver-based and gold-based electric contact materials, and analyzed current-carrying tribological behavior, friction and wear mechanism, computational simulation research and existing problems of electric contact materials under different contact load, current and sliding speed, etc. Putting forward the development of new electric contact materials with excellent properties such as graphene, as well as the wear behavior and failure mechanism of the electric contact system under multi-factor coupling in the future, which will provide certain reference value for the research and development of tribology of electric contact materials.

Key words: electrical contact; current-carrying friction; wear failure; arc erosion; metal-based material; graphene

电接触是指两个导体之间相互接触实现电流传递或信号传输, 其功能就是使电子从一个导体通过界面传递到另一导体, 确保电能以及信号的畅通传递, 主要分为固定电接触、滚动电接触、滑动电接触以及

可分合电接触四大类^[1-2]. 对于滚动、滑动和可分合式电接触, 都存在由于接触面发生移动而出现的摩擦磨损问题, 因此要求材料不仅具有高的导电导热性、优异的力学性能、抗电蚀、抗熔焊以及化学稳定性, 还必

Received 18 February 2019, revised 1 April 2019, accepted 24 April 2019, available online 28 September 2019.

*Corresponding author. E-mail: chenjm@licp.cas.cn, Tel: +86-931-4968018.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (U1637204) and the Natural Science Foundation of Gansu province, China (17JR5RA292).

国家自然科学基金项目(U1637204)和甘肃省自然科学基金项目(17JR5RA292)资助.

须具有优异的摩擦学性能^[3]。目前这类材料广泛应用于交通、电子、机械以及航空航天领域,如高铁架空导线、集成电路、受电弓滑板 and 航天电刷等,但近几年常出现由于电接触部件磨损失效而导致的型号故障,例如某型号滑环在定期检测过程中运转8 000 r后出现由于镀层异常磨损产生的磨屑(约1.4 g),导致8个环路绝缘电阻超差。当下电接触部件的摩擦磨损问题已经成为电接触材料可靠性、稳定性、精确性和使用寿命的瓶颈,因此对材料载流摩擦行为与磨损失效机制的研究对于发展新型可靠的电接触材料具有极其重要的意义。

1 电接触材料的分类与特点

电接触材料主要分为四大类:铜基电接触材料、银基电接触材料、金基电接触材料和新型电接触材料。

1.1 铜基电接触材料

铜作为常用的纯金属电接触材料,具有低熔点、高导电导热性、耐腐蚀性以及廉价易购等优点,但铜的强度较低,耐热性较差,高温下容易软化变形。通常添加一些金属^[5]、层状润滑剂^[6-8](石墨、WS₂和MoS₂等)、



Fig. 1 Sliding electrical contact^[3]

图 1 滑动电接触示意图^[3]

纤维^[9-10](碳纤维、硼纤维等)、陶瓷颗粒^[11-12](WC、SiC和TiN等)等增强相来提升材料的抗氧化性、自润滑性、抗磨损性和高温力学性等。

许玮等^[13]研究了粉末冶金法合成铜-碳纳米管复合材料的载流摩擦磨损行为,发现在载流条件下,材料具有优异的自润滑性和电学性能,且摩擦系数和磨损率均随碳纳米管体积分数的增加而降低。Li等^[14]在相同条件下制备了不同石墨烯、石墨含量的铜-石墨烯和铜-石墨复合材料,发现复合石墨烯后具有更高的相对密度、显微硬度以及抗弯强度,并且随石墨烯

表 1 电接触材料的种类和性能^[4]

Table 1 Main electrical contact materials and their properties^[4]

	Materials	Advantages	Disadvantages
Copper-based electrical contact materials	Copper-base alloys	Excellent physical and mechanical properties	Strength and conductivity are difficult to reconcile
	Fiber reinforced (carbon fiber, boron fiber...)	Self-lubricating, wear-resistant, high strength and temperature-resistance, etc	Large brittleness, uneven microstructure, anisotropy, higher cost
	Ceramic reinforced (SiC/WC/TiN)	Good wear-resistant and temperature mechanical properties, low coefficient of thermal expansion, lower cost	Weak dispersion and interfacial bonding
	New types (Cu-WS ₂ , Cu-G-MoS ₂ ...)	Excellent self-lubricating, wear-resistant and environmental adaptability	Reduced mechanical strength
Silver-based electrical contact materials	Silver-base alloys (Ag-Cu, Ag-Cu-Ni...)	high mechanical strength and wear-resistant, stable contact characteristics under low contact pressure	Poor oxidation resistance and corrosion resistance, lower conductivity than silver
	Ag/C series	High weld-resistant, low contact resistance	Low hardness, poor anti-arc erosion capability
	Ag/WC series	Anti-melt welding, heat and wear resistance	Producing WO ₃ resulting in contact resistance
	Ag/Ni series	Wear-resistant, saving silver	Low weld resistance at high current
	Ag/MeO series (Ag/CdO, Ag/SnO ₂ , Ag/ZnO...)	Better weld and arc resistance, conductivity at high current	Ag/CdO pollutes the environment
	New types (Ag-MoS ₂ , Ag-MoS ₂ -G-CNTs...)	Excellent wear-resistant, anti-vulcanization and environmental adaptability	Reduced mechanical strength
Gold-based electrical contact materials	Gold-base alloys	Excellent conductivity and mechanical properties	Expensive
	Lanthanum reinforced	High melting point, hardness, anti-arc and chemical stability	Expensive
	New electrical contact materials(TiNiC, Graphene...)	Intergrating electrical conductivity and lubrication	

含量的增加,材料的摩擦系数和磨损率明显降低,减摩作用明显强于石墨,表明了石墨烯不仅可以作为电接触材料中有效的润滑剂,还可以作为良好的强化相,具有很大的应用前景。

1.2 银基电接触材料

银在所有金属中具有最好的导电导热性,但是它的硬度和强度较低,抗磨性差,而且容易发生硫化;在电流作用下,容易挥发并发生电弧侵蚀;大负荷下,容易熔焊粘结。研究表明通过添加一些元素可以克服这些劣势,用于非极端环境下的导电摩擦系统^[15-17]。

Ag/C具有良好的抗熔焊性且随石墨含量的增加而增强,但其硬度较低,电侵蚀率高,使用寿命较短^[18]。Ag/Ni、Ag/Pd等接触电阻较低,稳定性较好,且节银量可达40%,但在大载流下其抗熔焊性不高^[19]。Ag/MeO (Ag/CdO、Ag/ZnO、Ag/SnO₂)是广受关注的银基电接触材料,主要是因为其在大电流下有更好的导电导热率、抗熔焊性以及抗电弧侵蚀性^[20]。

Li等^[21-22]通过研究Ag-MoS₂复合材料的载流摩擦过程,揭示了其在滑动过程中表面膜的结构与形成机理,发现其表面多组分薄膜的产生使其具有较好的抗磨损能力和导电性,进而通过在Ag-MoS₂中复合碳纳米管和石墨,制备出了一种集力学、电学和摩擦学综合性能优异的Ag-MoS₂-G-CNTs复合电接触材料。

1.3 金基电接触材料

金具有良好的导电导热性,不易受污染而形成氧化物和硫化物薄膜,因此具有低而稳定的接触电阻,但是由于金的硬度较低、弹性较差、易发生熔焊、易磨损并发生转移以及抗电侵蚀能力差,常加入银、铜、钯或铂等元素合金化来提高综合性能。目前金基电接触材料由于价格比较昂贵,应用较窄,常被用作高端精密系统。

Feusier等^[23]为有效降低导电环的体积和解决电刷材料磨屑较多的问题,采用Gold-on-Gold技术,由贵金属丝Ag-Cu作为电刷材料,铜-镍-金为滑环,对其性能进行了评价,结果表明当测试距离达到236 km时才可观察到丝刷产生部分磨损,说明其具有良好的耐磨性能,所研制的9 kw导电滑环已经成功在轨运行。Xie等^[24]制备出CuNiAu导电滑环,其中金因其良好的化学稳定性和电学性能作为表面镀层;铜因其良好的导电性和延展性而被用于粘结层,以提高镀层体系与基材的结合强度;镍作为中间层用于防止铜原子从基体扩散到镀金中,并通过提供硬质基体来提高镀金层的耐磨性,提高镀层体系的磨损寿命,在高温环境下,镍可

以保持接触电阻的稳定,加强镀金沉积物的耐久力,并有助于抵抗微动损伤。

目前对于这类材料还存在一些问题,研究指出镀金表面经过长期暴露,会生成由中心腐蚀核及环绕腐蚀晕圈组成的岛状腐蚀物,腐蚀核下存在大量微孔,基底层铜容易被腐蚀,这将引起材料的高电阻及不稳定,造成严重的磨损失效^[25-26]。

1.4 新型电接触材料

为了提高电接触材料的润滑耐磨性以及导电性能,研究者们尝试了许多新的材料体系,制备出了一系列综合性能更为优异的新型材料,比如TiNiC、TiN以及复合石墨烯薄膜等。

Grandin等^[27-29]在研究中表明具有非晶态碳(a-C)的Ti-Ni-C纳米复合涂层具有低摩擦和低接触电阻的特点,添加Ni元素增强了材料的耐磨性和抗腐蚀性,适用于滑动电接触。Lewin等^[30]用物理气相沉积技术制备出Ti-Ni-C涂层,试验表明该纳米复合涂层具有较低的电阻率和摩擦系数,在滑动电接触中有很大的应用价值。

2004年,英国曼彻斯特大学Geim和Novoselov两位科学家将石墨烯带入了人们的视野中,此后大量研究表明石墨烯独特的结构赋予其较优的导电导热性以及机械强度^[31-33],而且宏观和微观尺度下,石墨烯在大气以及真空中都表现出轻微的摩擦和磨损^[34-37],将石墨烯与金属复合,也可以增强材料的电学性能^[38]。Song等^[39]研究表明石墨烯在真空环境下可以在摩擦界面自发形成高度定序排列的平行层状结构,超弱的层间剪切作用力使其摩擦系数低至0.01以下,耐磨寿命达到 8×10^5 r以上,可以克服传统石墨类碳材料在真空中润滑不佳的问题。Berman等^[40-41]通过在金基体上沉积石墨烯,研究了Graphene-Au与TiN钢球在潮湿和干燥下的滑动摩擦磨损行为,结果显示其摩擦系数大约为0.15~0.30,滑动接触电阻约100 Ω ,石墨烯不仅可以降低摩擦副之间的摩擦和磨损,而且不受环境湿度的影响,能长期保持较低的接触电阻。Uysal和余维延等^[42-43]在银基电接触材料中复合了一定量的石墨烯后均发现其润滑耐磨性以及导电性能获得了大幅提高,这进一步证明了石墨烯作为电接触复合材料的优越性。

材料的成分首先决定了其性能,因此研制出低摩擦、长寿命和导电性好的新型电接触材料至关重要。对于传统的金属基材料,添加不同的增强相如纤维、陶瓷和稀土化合物等能够明显提升其机械和电学性能,未来纤维增强金属基复合材料、陶瓷颗粒增强金

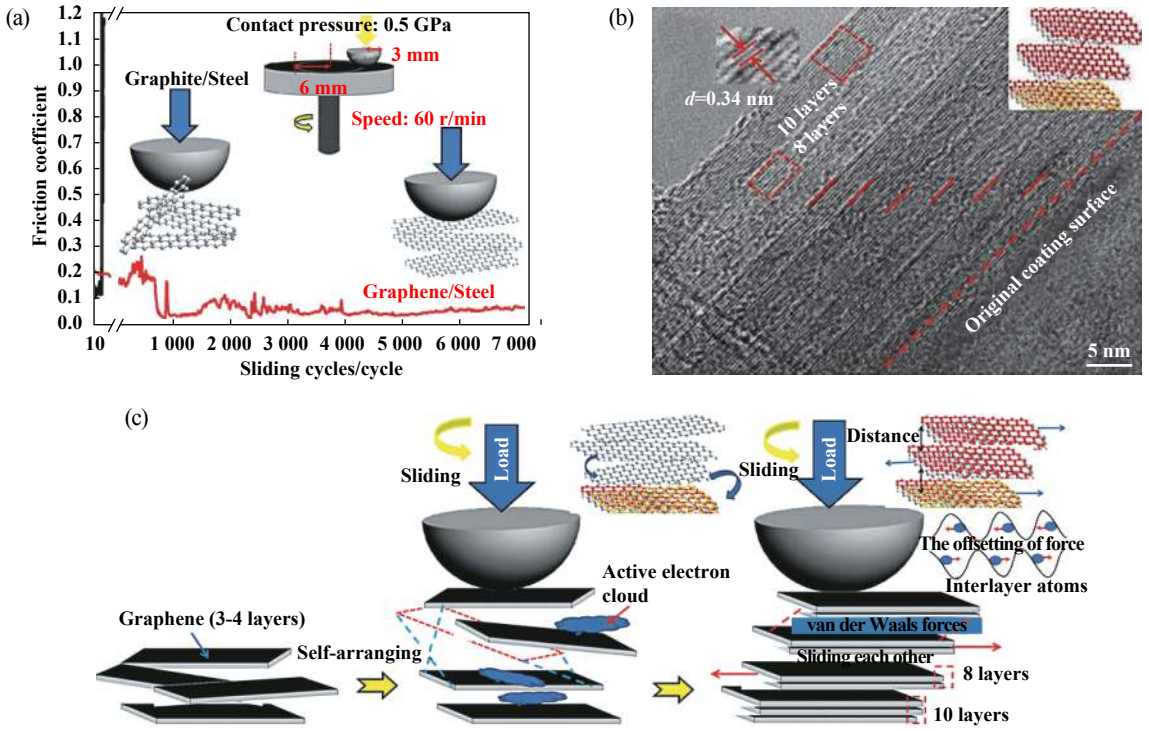


Fig. 2 Graphene (a)friction curve, (b)wear morphology (c)wear mechanism^[39]
 图 2 石墨烯的(a)摩擦曲线、(b)磨损形貌、(c)磨损机理图^[39]

属基复合材料和稀土改性金属基复合材料等将具有很好的发展潜力; 金属基电接触材料中添加多种固体润滑剂从而实现协同润滑效应, 在不影响其导电性的前提下提高材料的抗磨损性能也将是未来的重点方向; TiNiC、TiN薄膜以及复合石墨烯薄膜等综合性能优异的新型导电润滑功能材料将有望弥补传统电接触材料的不足, 给电接触体系带来新的发展。

2 电接触材料的载流摩擦学行为与磨损失效机制

电接触材料的组成对于其性能起主要作用, 但电接触体系的载流摩擦学行为以及磨损失效机制同样影响其使用寿命. 对于电接触磨损主要是指摩擦副在有电流通过时的磨损行为, 与一般的机械磨损不同, 电接触磨损由于存在力、电和热等多场耦合因素的影响, 既受到机械因素的制约, 又受到电流热效应的影响, 同时还存在严重的电弧侵蚀, 因此其在通电下的磨损由机械磨损、电流磨损以及电弧侵蚀三部分组成. 为了制备综合性能优异的电接触材料, 必须弄清材料在载流下的磨损失效机制, 目前已有很多研究表明电接触材料的失效主要受材料组成、接触载荷、滑动速度、电流和工况条件等众多因素影响, 而且电弧侵蚀对于材料的失效有着很大的影响^[44-48].

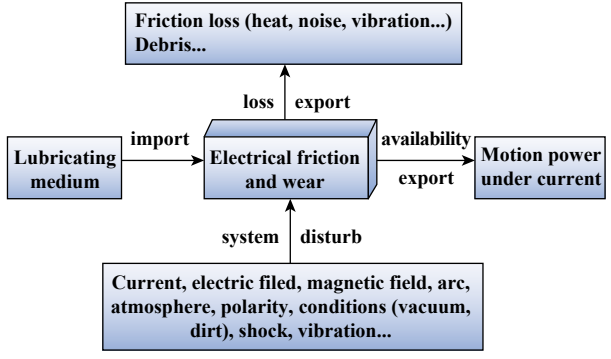


Fig. 3 Current-carrying friction and wear system^[49]
 图 3 载流摩擦磨损系统构成图^[49]

2.1 接触载荷、电流和滑动速度对磨损的影响

电接触材料的损伤受多方面因素的影响, 真空、电流、载荷、速度和温度等均对其磨损动力学产生显著影响. 研究表明影响材料摩擦系数、磨损率以及接触电阻的主要因素是接触载荷、电流密度和滑动速度^[50-54].

2.1.1 接触载荷对磨损的影响

Yasar等^[52]研究了接触压力对铜-石墨复合材料的磨损影响, 结果表明摩擦系数和接触压降随着接触压力的增加先减小后增大, 磨损率随接触压力增大呈“U”型变化, 不同压力下磨损机制不同, 低压下以电流

磨损为主,高压下以机械磨损为主。

戴恒震等^[53]研究表明滑动电接触摩擦体系的摩擦系数随载荷增大而减小,磨损率随载荷呈“U”型变化,接触电阻则随载荷增大而减小;滑动电接触摩擦体系存在最优接触载荷,此时的摩擦系数、磨损率、接触电阻均较小,综合性能达到最优。

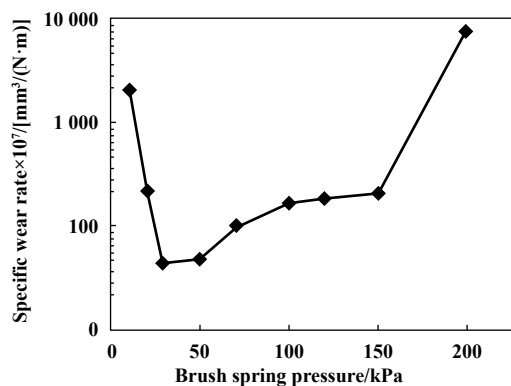
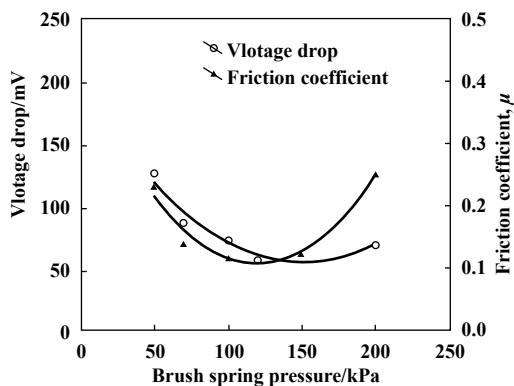


Fig. 4 Effect of the BSP on wear rate, voltage drop and friction coefficient^[52]

图4 接触压降、摩擦系数和磨损率随接触压力的变化^[52]

2.1.2 电流密度对磨损的影响

Feng等^[16,56]研究了Ag-G-CNTs复合材料的电磨损性能,发现电流下CNT-Ag-G的磨损体积大于无电流下的,电流对电刷产生不利影响的主要原因是造成了表面粗糙度的增加和磨料性能的增强,由于电流释放而产生的热量破坏了摩擦表面形成的稳定润滑膜,导致界面粗糙化,电刷近表层的机械性能弱化,引发严重的电气磨损,从而造成高磨损率;由于正金属离子(碳离子)与负氧离子之间的氧化反应以及刷子表面晶粒间化学键的弱化,正电刷的磨损量明显大于负电刷。

王一帆等^[57]从表面温升的角度进一步研究了电流密度对铜基滑动电接触部件磨损特性的影响,结果发现载流摩擦表面温度明显高于机械摩擦,随着电流密度的增大,摩擦温升明显增高,磨损率增大,这是因为摩擦引起的表面温升效应可导致磨损表面力学性能下降、润滑膜破裂与失效及表面粗糙度增大,从而引起材料摩擦系数及磨损率的增大。

Shin等^[58]分析了载荷、滑动速度以及电流对电刷磨损行为的影响,发现电刷的机械磨损主要与接触载荷和滑动速度有关,而电气磨损则与电流和接触电压降有关。相比载荷和滑动速度,电流的变化对电刷磨损具有更显著的影响,电流越大,磨损率越大。磨损程度取决于电流方向和接触部位的温度变化,大电流下,正极刷相比负极产生了较严重的磨损,电流流动

机械磨损随外加载荷的增加而增加,电气磨损随外加载荷的增加而减小,增大法向力虽然在一定程度上加剧了机械磨损,但由于接触面积的增大,抑制了电弧放电,从而缓解接触界面的磨损。因此适当的接触载荷不仅可以抑制电弧烧蚀^[55],而且可以避免严重的机械磨损,从而最大限度地减少总磨损量。

面积减少,导致了较高的电压降和接触电阻,从而产生更多的焦耳热,使得接触表面温度由50℃升高至140℃,温度的升高造成电刷磨损的加剧。

电接触材料的摩擦学性能受电流的影响较大,一般随着电流的增加,摩擦系数减小,磨损量增加。电流作用下接触面会产生大量的摩擦热、电阻焦耳热和电弧热,使得摩擦界面温度升高,而电滑动磨损主要归因于摩擦界面的高温,一定的升温有利于表面氧化,产生的氧化物可以防止摩擦副之间的直接接触,减少黏着,然而氧化物会导致接触电阻和温度的升高,从而破坏了表面膜,导致润滑失效;而且一些氧化物碎片脱离表面的情况下,会充当磨料,造成严重的磨粒磨损^[59];电流所引起的焦耳热还会使复合材料表层软化,抑制摩擦膜与基体的结合,从而影响摩擦性能。电流对摩擦表面的作用比较复杂,既能通过化学作用影响接触材料的性质,又会产生物理作用,两者共同作用下影响材料的电学性能和摩擦学性能。

2.1.3 滑动速度对磨损的影响

研究表明速度不仅仅会影响材料在载流摩擦过程中接触电阻的稳定性,还会极大地影响其摩擦学性能^[47,60-61]。

孟令通等^[62]研究了真空条件下滑动速度对Ag-Cu-MoS₂复合材料载流磨损性能的影响,发现随滑动速度的增加,电噪声明显增强,造成接触电阻大范围波动,

进一步加剧材料的磨损。

田磊^[63]研究了速度和摩擦学性能之间的关系, 结果表明随着摩擦速度的增加, 摩擦系数和磨损量都显著增大, 当速度超过临界值时, 由于冲击的加剧造成起弧率升高, 载流效率急剧降低。

Ma等^[64]发现铜石墨复合材料的摩擦系数和磨损

率在很大程度上取决于滑动速度, 当速度超过临界值(0.5 m/s)时, 摩擦磨损状态会发生一定的转变, 这是由于表面以下的变形区具有较大的应变梯度, 当速度低于临界值时, 富含石墨的润滑层很容易在滑动面上形成。然而, 在超过临界速度时, 由于高应变率的分层磨损, 很难在接触面形成润滑层, 造成磨损率增大。

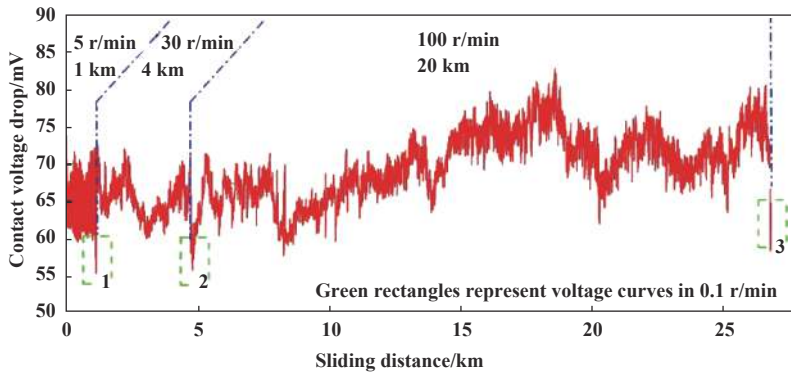


Fig. 5 Contact voltage drop curve of Ag-Cu-MoS₂ brush under different speeds^[62]

图5 Ag-Cu-MoS₂电刷在不同滑动速度下的接触压降趋势图^[62]

2.1.4 多因素耦合作用下对磨损的影响

Bucca等^[65]研究了滑动速度, 接触载荷与电流之间的相互作用。大电流下, 滑动速度对接触丝的磨损影响更显著, 由于载流下存在焦耳效应, 磨损主要受接触面温度的影响, 较高的滑动速度产生的高气流会降低接触区温度, 从而减轻磨损, 而且滑动速度的大小会引起次级电弧的发生, 造成对材料的破坏。相比滑动速度, 接触载荷和电流之间的相互作用对磨损率的影响更为显著, 接触载荷对磨损率的影响取决于电流的大小, 低电流下, 大载荷磨损较为严重, 而高电流下则相反; 电流对磨损率的影响也依赖于载荷的大小, 当载荷较高时, 磨损率随电流的增大而减小, 而载荷较低时则相反。这是因为当接触载荷较大时, 不存在“电流润滑”效果, 磨损主要是由于机械磨损, 当载荷较小时, 电流作用增强, 由于接触电阻随着接触载荷的减小而增加, 接触区域的闪光温度升高, 发生熔融磨损, 磨损率升高。

电流与载荷耦合作用下材料在低接触载荷和低电流下磨损机制主要为黏着磨损; 电流增大时, 以电弧侵蚀为主的电磨损成为主要磨损形式; 接触载荷增大时, 机械磨损为主要磨损形式。

电流与速度的耦合作用下材料的磨损明显加剧^[60], 当载荷一定时, 由于电流的增大使表面温度升高, 引起材料局部发生熔融, 造成表面粗糙度增大, 当滑动

速度增大到一定范围时, 摩擦表面由于粗糙度的增加使得摩擦副之间的冲击振动加剧, 从而引起摩擦系数、磨损率和电弧侵蚀的增大, 加剧了表面磨损程度。

2.2 PV因子、湿度、表面膜等对磨损的影响

除电流、接触载荷以及滑动速度外, PV因子、湿度以及摩擦过程产生的表面膜等对电接触摩擦学性能也有着显著影响, 在电接触系统中, 这些影响因素不容忽视。

Hu等^[66]详细研究了PV因子对碳刷磨损的影响。结果表明: 当PV因子小于0.5 MW/m²时, 电刷的磨损率与PV因子成正比, 但当PV因子大于0.5 MW/m²时, 磨损率呈指数增加。分析原因认为: 当PV较小时, 表面膜处于良好状态, 其元素含量变化不大, 机械磨损占主导地位; 但当PV因子较大时, 表面膜的成分发生变化, 表面温度急剧升高, 电气磨损占主导地位。

Hu等还^[67]研究了湿度对材料磨损率的影响, 发现在10%相对湿度(RH)下磨损率将几乎是50%RH下的2倍左右, 这是因为在高湿度下, 水分子往往通过形成瞬态单层膜来覆盖暴露的石墨表面^[68], 再在接触表面通过化学反应, 形成具有润滑性的氧化物层, 降低了表面自由能, 减轻了接触面之间的黏着, 减缓了摩擦磨损; 而在低湿度条件下, 石墨表面吸附的水膜仅覆盖了一部分, 未能形成完整的表面氧化层, 表面自由能较高, 即使发生粉尘磨损, 也会使电刷的摩擦磨损加剧。

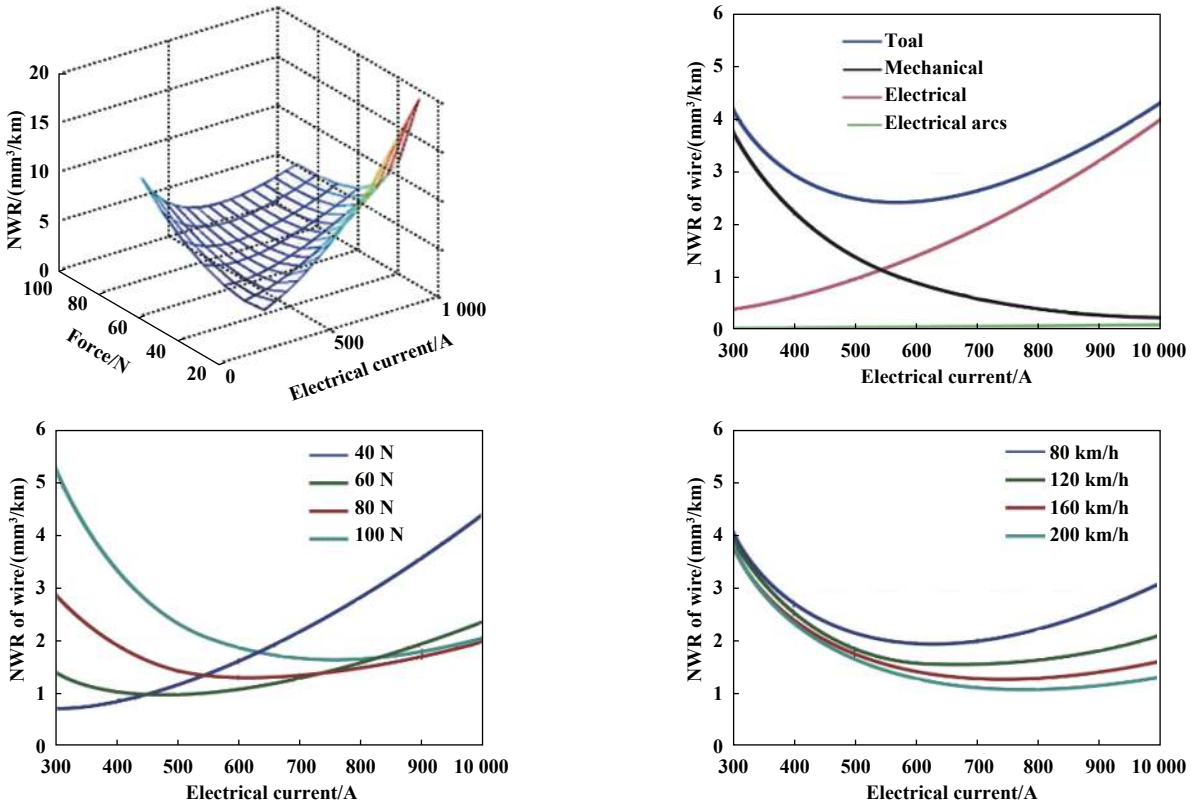


Fig. 6 Effect of multi-factor coupling on wear^[65]
 图 6 多因素耦合作用下对磨损的影响^[65]

Cho等^[69]研究了摩擦膜对铜-石墨复合材料的摩擦学性能及电信号传输的影响,结果表明电刷的摩擦学性能与石墨(或铜)含量直接相关,电信号噪声与滑动界面接触变化引起的摩擦系数波动和环表面过渡膜的瞬态斑块直接相关,摩擦膜的存在对接触的形成有很大的影响,滑动界面处粘合金属相互作用过程中产生的实际接触面积增加了收缩性,当电信号通过滑动界面时,交界处电流发生收缩,造成电阻的增加,加剧电气磨损. Grandin等^[70]研究了铜-石墨滑动电接触材料的磨损现象及摩擦膜的形成,发现电流下明显使材料的摩擦系数增大,主要是因为电流产生的温升效应造成了表面材料的软化,增加了a-pot的尺寸,但是由于铜在表面的富集抵消了铜软化对材料造成的削弱,导致磨损率比无电流通过时低. 进一步对铜表面形成的摩擦膜进行了化学分析,发现由石墨和Cu₂O组成的,当摩擦膜中氧化物含量最高时,其接触电阻反而最低,可以得出当金属存在时,氧化物的存在对材料的电学性能并无不利影响.

电接触材料面临的运行环境越来越苛刻,在运行过程中不仅要抵抗不同湿度、超高真空、高低温交变、原子氧和强辐照等多种恶劣环境^[71],还要面临复杂环

境中的剧烈振动、冲击、强载荷和高速度等极端苛刻工况,因此真空、接触载荷、电流、速度、温度和湿度等共同耦合作用下对材料的摩擦磨损失效机制的影响将更为复杂.

2.3 载流摩擦磨损失效机制

两个摩擦副之间由于部分接触表面的瞬间分离,造成两者之间电压急剧增加,使得接触面之间的气体发生电离,产生大量热并以弧光的形式释放出能量,从而引发电弧,电弧的形成原因主要有3点:强电场发射,碰撞游离和热游离. 电弧的产生所释放的电弧热使得摩擦副材料发生熔化、气化和喷溅,接触点由于软化发生黏着熔焊,产生了材料的转移,严重侵蚀接触表面,加剧材料的磨损^[57, 72-74].

为了更好地了解电接触材料在电流作用下的磨损机理, Chen等^[75]用高速摄像机记录了电弧放电过程,测量了电弧压降和电流的变化,研究了电弧放电对碳带磨损的影响,对累积的电弧放电能量进行了评价,试验结果表明接触带的磨损率与累积的电弧放电能量近似成正比,严重的电弧放电直接影响材料的使用寿命,但如果增大法向力可以抑制电弧放电,减少电弧引起的磨损.

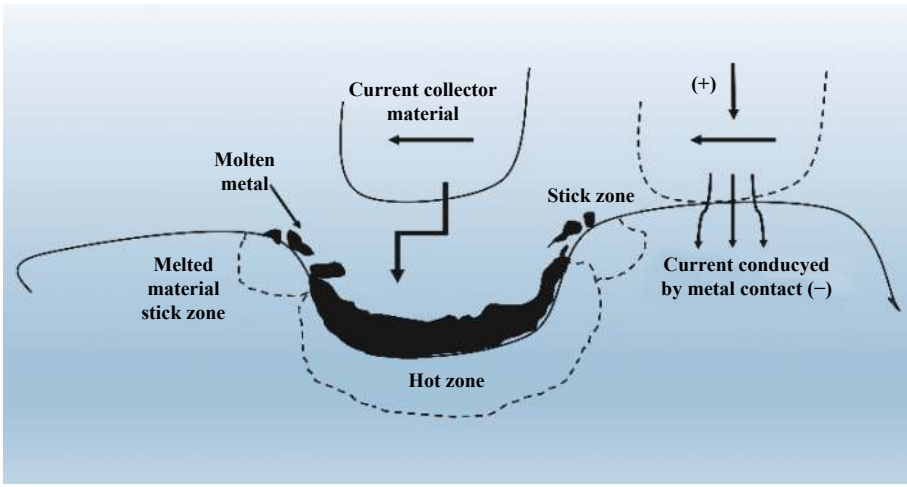


Fig. 7 Current-carrying wear model of electrical contact materials^[74]

图 7 电接触材料的载流磨损模型图^[74]

电接触材料的磨损主要是由3个相互作用引起: 由于纯机械摩擦引起的机械磨损, 由接触电阻引起的电气磨损以及由于气体电离产生的电弧磨损, 这3种方式相互交织, 机械磨损取决于电流大小(“电流润滑”现象)和机械行为, 而电气磨损和电弧损耗也依赖于机械行为中接触载荷的变化(接触电阻取决于接触载荷, 接触面减少时电弧发生的几率增大)^[76]. 载流摩擦磨损是多种磨损行为相互作用, 相互交替的复杂过程, 而电弧更是加剧了它们之间的相互影响. 电弧侵蚀下材料的磨损过程较为复杂, 可以概括为微裂纹的萌生和热膨胀引起的机械应力诱发微裂纹的扩展和磨损颗粒的分离, 这个过程在滑动过程中不断重复进行, 涉及磨粒磨损、冲蚀氧化、转移膜和结构修饰等多种损伤过程, 主要磨损机制包括氧化磨损、黏着磨损、磨粒磨损和疲劳磨损^[77-78].

刷磨损的疲劳机理^[79], 在连续运行时形成的光滑表面膜内部和膜下都观察到了疲劳失效, 发现在一定的机械载荷下, 磨损率可能与疲劳破坏的深度有关.

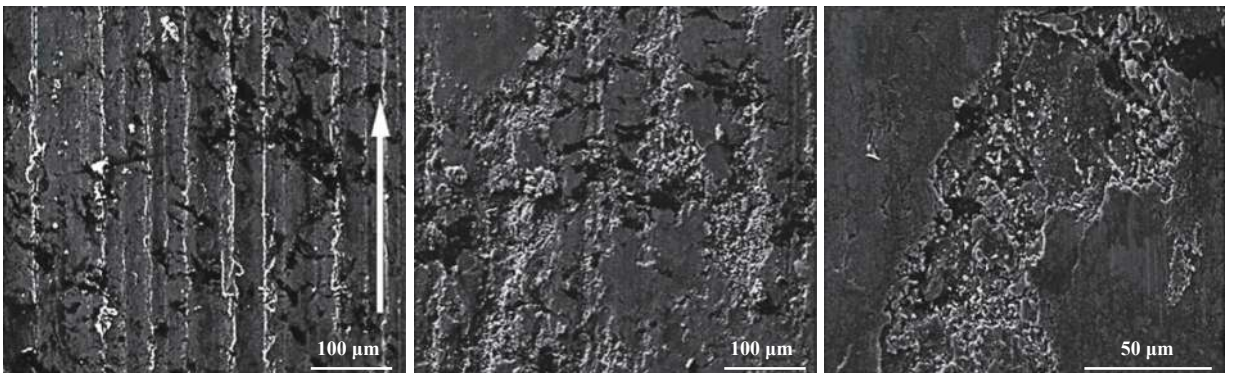
Azevedo等^[80]的研究表明载流摩擦过程中磨屑由初始的薄片状转化为雨滴状, 这是因为随着电弧的产生和接触表面热应力分布的变化, 使得摩擦副表面产生氧化并形成硬质相, 其在磨损过程中发生剥落, 与电弧飞溅形成的小颗粒形成磨粒, 导致磨粒磨损, 而电弧产生的温升效应进一步造成接触表面发生严重黏着, 导致黏着磨损.

沈向前等^[81]认为: 载流摩擦过程中产生的大量摩擦热和电弧热, 造成表面局部温度急剧升高, 接触表面形成的界面膜发生氧化, 从而产生了两种磨损: 氧化磨损和磨粒磨损.

2.4 模拟计算与摩擦磨损

随着计算模拟的发展, 对电接触摩擦磨损行为

早期White通过用扫描电子显微镜研究了高速电



(a) Abrasive wear

(b) Adhesive wear

(c) Fatigue wear

Fig. 8 Wear mechanism with current^[77]

图 8 载流磨损机理^[77]

的模拟研究也越来越受到关注^[65, 78, 82-86]。数值分析与计算机模拟的融入使得对载流摩擦磨损行为的研究更加深入,对多因素耦合下材料失效机制的分析更加全面,对提高电接触材料的摩擦学和电学性能更加有利。

Bucca等^[65]建立了一种综合机械、电气和电弧相互作用的启发式磨损模型,该模型定义了接触线磨损率与主要参数(滑动速度、接触载荷和电流)之间的关系,并与模拟受电弓与接触网机电作用动力学的动态机电模型相结合,可以很好地评估接触线上磨损的演变过程,该程序可用于评价改进弓网电接触系统,以降低接触线的磨损率。

Kharin等^[84]在温度和电磁场偏微分方程组的基础上,建立了电接触过程中传热传质的数学模型,从蒸

发、液滴喷射、Marangoni效应和固体颗粒在热弹性应力作用下的喷射等几个模型描述了电弧侵蚀的机理,用数学模型的方法对电弧侵蚀进行了系统研究。

董霖等^[85]利用ANSYS有限元软件计算得到地铁钢铝复合轨/受电靴电弧作用下的温度场热传导模型,分析了电弧热温度场分布和扩散过程,以及对流换热系数对电弧热温度场分布的影响,提出了缓解电侵蚀作用的有效途径,对载流摩擦磨损中电弧的产生及抑制的研究具有一定意义。

尹念等^[86]利用分子动力学模拟研究了导电滑环Au涂层在不同温度下的磨损微观机制,通过设定模型局部快速升温模拟载流摩擦中电弧侵蚀的效果,结果表明电弧侵蚀造成了接触中心局部温升,发生严重的焊接现象,影响了材料的磨损性能。

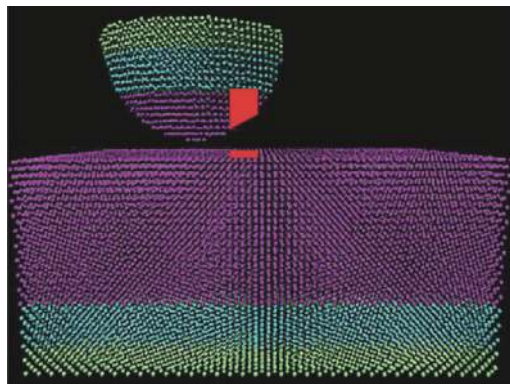
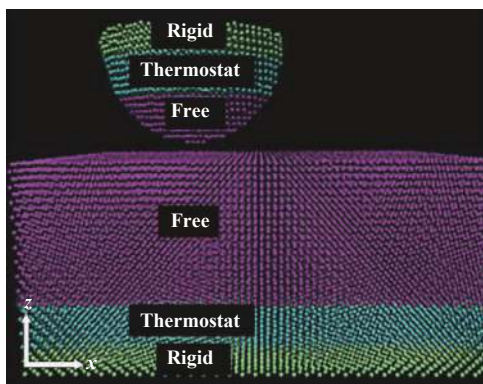


Fig. 9 MD sphere-face model and Rapid heating area of electrical contact^[86]

图9 电接触的球-面接触分子动力学模型和快速升温区域^[86]

目前对多因素耦合作用下材料的摩擦磨损行为和失效机制研究较少,而且对电弧的侵蚀机制、规律以及定量研究还不够成熟,因此应加强对电接触基本现象和基础理论的研究,将数学建模、有限元分析、分子动力学热力学等现代计算模拟手段与材料设计和磨损行为更好地结合起来,开展摩擦副材料在多环境(大气、真空、辐照、原子氧和温度等)、多因素耦合(电流、载荷、速度和微放电等)作用下的摩擦磨损行为及失效机制等基础理论方面的研究,这将会对电接触材料的发展提供更好的理论指导。

3 结束语

现代科技工业发展对电接触材料的性能要求越来越高,从材料的选择、制备再到应用,每一个阶段都有很大的挑战。传统的电接触材料比较单一,已经难以满足当前的需求,探索与研制像石墨烯等新型电接

触摩擦副材料体系迫在眉睫;随着航天航空和深海技术的发展,电接触材料面临的环境和工况更加复杂,在运行过程中要抵抗不同湿度、超高真空、高低温交变、原子氧和强辐照等多种恶劣环境,具有复杂的摩擦磨损行为,而国内外关于电接触摩擦副材料的研究工作还是局限于对某一特定材料、特定条件、特定环境下摩擦磨损特性研究,因此未来必须加强多因素耦合作用下任意材料的摩擦磨损行为和失效机制的研究;将数学建模、有限元分析、分子动力学热力学等现代计算模拟手段与材料设计和磨损行为更好地结合起来,建立完整的电接触材料摩擦磨损研究体系。

参考文献

- [1] Holm, Ragnar. Electric contacts: theory and application/-4th ed[M]. Springer, 1979.
- [2] Guo Fengyi, Chen Zhonghua. Electric contact theory and its application technology[M]. Beijing: China Electric Power Press,

- 2008(in Chinese) [郭凤仪, 陈忠华. 电接触理论及其应用技术[M]. 北京: 中国电力出版社, 2008].
- [3] Wang Xinping. The properties and lifetime growth research of sliding electrical contact materials for space application[D]. Changsha: Central South University, 2013(in Chinese) [王新平. 空间滑动电接触材料的性能及其寿命增长研究[D]. 长沙: 中南大学, 2013].
- [4] Li Sishan, Huang Fuxiang, Wang Zhen, et al. Research progress in electric contact materials[J]. *Materials Review*, 2008, 22(S1): 303–306 (in Chinese) [李司山, 黄福祥, 汪振, 等. 电接触材料的研究进展[J]. *材料导报*, 2008, 22(S1): 303–306].
- [5] Nagasawa H, Kato K. Wear mechanism of copper alloy wire sliding against iron-base strip under electric current[J]. *Wear*, 1998, 216(2): 179–183. doi: [10.1016/S0043-1648\(97\)00162-2](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(97)00162-2).
- [6] Huang S Y, Feng Y, Liu H J, et al. Electrical sliding friction and wear properties of Cu-MoS₂-graphite-WS₂ nanotubes composites in air and vacuum conditions[J]. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2013, 560: 685–692. doi: [10.1016/j.msea.2012.10.014](https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.10.014).
- [7] Rohatgi P K, Ray S, Liu Y. Tribological properties of metal matrix graphite particle composites[J]. *International Materials Reviews*, 1992, 37(3): 129–149.
- [8] Qian G, Feng Y, Chen Y M, et al. Effect of WS₂ addition on electrical sliding wear behaviors of Cu-graphite-WS₂ composites[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(6): 1986–1994. doi: [10.1016/S1003-6326\(15\)63807-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63807-9).
- [9] Wu Xiaoguang, Zhang Hongbo, Yin Jian, et al. Preparation and current carrying wear properties of PF/CNTs-Cu composites[J]. *Tribology*, 2018, 38(3): 334–341 (in Chinese) [吴晓光, 张红波, 尹健, 等. PF/CNTs-Cu复合材料的制备及其载流摩擦磨损机理研究[J]. *摩擦学学报*, 2018, 38(3): 334–341]. doi: [10.16078/j.tribology.2018.03.011](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.03.011).
- [10] Xu W, Hu R, Li J S, et al. Tribological behavior of CNTs-Cu and graphite-Cu composites with electric current[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(1): 78–84. doi: [10.1016/S1003-6326\(11\)61143-6](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)61143-6).
- [11] Zhang Yingyi, Li Yungang, Tian Ying. The latest development of copper-based composite materials with high wear resistance and electrical conductivity[J]. *Rare Metals and Cemented Carbides*, 2011, 39(3): 48–53 (in Chinese) [张颖异, 李运刚, 田颖. 高导电高耐磨铜基复合材料的研究进展[J]. *稀有金属与硬质合金*, 2011, 39(3): 48–53]. doi: [10.3969/j.issn.1004-0536.2011.03.012](https://doi.org/10.3969/j.issn.1004-0536.2011.03.012).
- [12] Chen Wenge, Hu Kewen, Luo Qiwen. Study on high current WC/Cu slip electrical contact materials[J]. *High Voltage Apparatus*, 2008, 44(1): 29–31 (in Chinese) [陈文革, 胡可文, 罗启文. WC/Cu大电流滑动电接触材料的研究[J]. *高压电器*, 2008, 44(1): 29–31].
- [13] Xu Wei, Hu Rui, Gao Yuan, et al. Friction and wear properties of carbon nanotubes reinforced copper matrix composites with and without electric current[J]. *Tribology*, 2010, 30(3): 303–307 (in Chinese) [许玮, 胡锐, 高媛, 等. 碳纳米管增强铜基复合材料的载流摩擦磨损性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2010, 30(3): 303–307].
- [14] Li J F, Zhang L, Xiao J K, et al. Sliding wear behavior of copper-based composites reinforced with graphene nanosheets and graphite[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(10): 3354–3362. doi: [10.1016/S1003-6326\(15\)63970-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63970-X).
- [15] Li Wensheng, Li Yaming, Zhang Jie, et al. Progress in the research and application of silver-based electrical contact materials[J]. *Materials Review*, 2011, 25(11): 34–39, 55 (in Chinese) [李文生, 李亚明, 张杰, 等. 银基电接触材料的应用研究及制备工艺[J]. *材料导报*, 2011, 25(11): 34–39, 55].
- [16] Feng Y, Zhang M, Xu Y. Effect of the electric current on the friction and wear properties of the CNT-Ag-G composites[J]. *Carbon*, 2005, 43(13): 2685–2692. doi: [10.1016/j.carbon.2005.05.029](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2005.05.029).
- [17] Pu Cunji, Xie Ming, Du Wenjia, et al. Research development of precious metal-based electric contact materials[J]. *Materials Review*, 2014, 28(7): 22–25 (in Chinese) [溥存继, 谢明, 杜文佳, 等. 贵金属基电接触材料的研究进展[J]. *材料导报*, 2014, 28(7): 22–25].
- [18] Desforges C D. Sintered materials for electrical contacts[J]. *Powder Metallurgy*, 1979, 22(3): 138–144. doi: [10.1179/pom.1979.22.3.138](https://doi.org/10.1179/pom.1979.22.3.138).
- [19] Chen Yongtai, Wang Song, Xie Ming, et al. Research progress in silver based sliding electrical contact material[J]. *Precious Metals*, 2015, 36(1): 68–74 (in Chinese) [陈永泰, 王松, 谢明, 等. 银基滑动电接触材料的研究进展[J]. *贵金属*, 2015, 36(1): 68–74]. doi: [10.3969/j.issn.1004-0676.2015.01.019](https://doi.org/10.3969/j.issn.1004-0676.2015.01.019).
- [20] Xie Ming, Wang song, Fu Zuoxin, et al. Research of AgSnO₂ electrical contact materials[J]. *Electrical Engineering Materials*, 2013, (2): 36–39 (in Chinese) [谢明, 王松, 付作鑫, 等. AgSnO₂电接触材料研究概述[J]. *电工材料*, 2013, (2): 36–39]. doi: [10.3969/j.issn.1671-8887.2013.02.008](https://doi.org/10.3969/j.issn.1671-8887.2013.02.008).
- [21] Li S, Feng Y, Yang X T, et al. Structure and formation mechanism of surface film of Ag-MoS₂ composite during electrical sliding wear[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2009, 38(11): 1881–1885. doi: [10.1016/S1875-5372\(10\)60056-2](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(10)60056-2).
- [22] Li Shu. Study on electrical sliding friction and wear properties of silver matrix electrical conductive composites[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2009(in Chinese) [李庶. 银基复合电接触材料滑动电摩擦磨损性能研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2009].
- [23] Feusier G, P A Mäusli, Gass V. Improved characteristics of slipping assemblies making use of gold on gold metallic contacts[C]. In: 10th European Space Mechanisms and Tribology Symposium, Proceedings. San Sebastian, Spain, 2003, 524.
- [24] Xie X L, Zhang L, Xiao J K, et al. Sliding electrical contact behavior of AuAgCu brush on Au platin[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(9): 3029–36. doi: [10.1016/S1003-6326\(15\)63930-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63930-9).
- [25] Zhou Yilin, Zhang Jigao. Natural corrosion and electrical contact property of gold plating on contacts[J]. *Electronic Components and Materials*, 2001, 20(4): 11–13 (in Chinese) [周怡琳, 章继高. 触点

- 镀金材料的自然腐蚀和电接触特性研究[J]. 电子元件与材料, 2001, 20(4): 11–13]. doi: [10.3969/j.issn.1001-2028.2001.04.006](https://doi.org/10.3969/j.issn.1001-2028.2001.04.006).
- [26] Ge Shichao. The dynamic performance of electrical contact pairs with silver plating[D]. Beijing: Beijing University of Posts and Telecommunications, 2014(in Chinese) [葛世超. 镀银触点材料动态电接触特性研究[D]. 北京: 北京邮电大学, 2014].
- [27] Grandin M, Wiklund U. Friction, wear and tribofilm formation on electrical contact materials in reciprocating sliding against silver-graphite[J]. *Wear*, 2013, 302(1-2): 1481–1491. doi: [10.1016/j.wear.2013.02.007](https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.02.007).
- [28] Grandin M, Nedfors N, Sundberg J, et al. Ti–Ni–C nanocomposite coatings evaluated in a sliding electrical contact application[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 276: 210–218. doi: [10.1016/j.surfcoat.2015.06.016](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.06.016).
- [29] Grandin M, Wiklund U. Wear and electrical performance of a slip-ring system with silver–graphite in continuous sliding against PVD coated wires[J]. *Wear*, 2016, 348-349: 138–147. doi: [10.1016/j.wear.2015.12.002](https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.12.002).
- [30] Lewin E, Andre B, Urbonaitė S, et al. Synthesis, structure and properties of Ni-alloyed TiCx-based thin films[J]. *Journal of Materials Chemistry*, 2010, 20(28): 5950–5960. doi: [10.1039/c0jm00592d](https://doi.org/10.1039/c0jm00592d).
- [31] Novoselov K S, Geim A K, Morozov S V, et al. Electric field effect in atomically thin carbon films[J]. *Science*, 2004, 306(5696): 666–669. doi: [10.1126/science.1102896](https://doi.org/10.1126/science.1102896).
- [32] Geim A K, Novoselov K S. The rise of graphene[J]. *Nature Materials*, 2007, 6(3): 183–191. doi: [10.1038/nmat1849](https://doi.org/10.1038/nmat1849).
- [33] Novoselov K S, fal'ko V I, Colombo L, et al. A roadmap for graphene[J]. *Nature*, 2012, 490(7419): 192–200. doi: [10.1038/nature11458](https://doi.org/10.1038/nature11458).
- [34] Berman D, Erdemir A, Sumant A V. Few layer graphene to reduce wear and friction on sliding steel surfaces[J]. *Carbon*, 2013, 54: 454–459. doi: [10.1016/j.carbon.2012.11.061](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2012.11.061).
- [35] Marchetto D, Feser T, Dienwiebel M. Microscale study of frictional properties of graphene in ultra high vacuum[J]. *Friction*, 2015, 3(2): 161–169. doi: [10.1007/s40544-015-0080-8](https://doi.org/10.1007/s40544-015-0080-8).
- [36] Berman D, Erdemir A, Sumant A V. Reduced wear and friction enabled by graphene layers on sliding steel surfaces in dry nitrogen[J]. *Carbon*, 2013, 59: 167–175. doi: [10.1016/j.carbon.2013.03.006](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2013.03.006).
- [37] Xu L, Ma T B, HuY Z, et al. Vanishing stick-slip friction in few-layer graphenes: the thickness effect[J]. *Nanotechnology*, 2011, 22(28): 285708.
- [38] Gahoi A, Wagner S, Bablich A, et al. Contact resistance study of various metal electrodes with CVD graphene[J]. *Solid-State Electronics*, 2016, 125: 234–239. doi: [10.1016/j.sse.2016.07.008](https://doi.org/10.1016/j.sse.2016.07.008).
- [39] Song H, Ji L, Li H X, et al. Self-forming oriented layer slip and macroscale super-low friction of graphene[J]. *Applied Physics Letters*, 2017, 110(7): 073101.
- [40] Berman D, Erdemir A, Sumant A V. Graphene as a protective coating and superior lubricant for electrical contacts[J]. *Applied Physics Letters*, 2014, 105(23): 385–388.
- [41] Berman D, Erdemir A, Sumant A V. Graphene: a new emerging lubricant[J]. *Materials Today*, 2014, 17(1): 31–42. doi: [10.1016/j.mattod.2013.12.003](https://doi.org/10.1016/j.mattod.2013.12.003).
- [42] Uysal M, Akbulut H, Tokur M, et al. Structural and sliding wear properties of Ag/Graphene/WC hybrid nanocomposites produced by electroless co-deposition[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 654: 185–195. doi: [10.1016/j.jallcom.2015.08.264](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.264).
- [43] Yu Weiyan. The preparation, friction and wear properties of electrical contact graphene(graphite)-silver matrix composites[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2015(in Chinese) [余维延. 电接触用石墨烯(石墨)-银基复合材料的制备及摩擦磨损性能研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2015].
- [44] Zhao H, Barber G C, Liu J. Friction and wear in high speed sliding with and without electrical current[J]. *Wear*, 2001, 249(5-6): 409–414. doi: [10.1016/S0043-1648\(01\)00545-2](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00545-2).
- [45] Ma X C, He G Q, He D H, et al. Sliding wear behavior of copper-graphite composite material for use in maglev transportation system[J]. *Wear*, 2008, 265(7-8): 1087–1092. doi: [10.1016/j.wear.2008.02.015](https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.02.015).
- [46] Lancaster J K. A review of the influence of environmental humidity and water on friction, lubrication and wear[J]. *Tribology International*, 1990, 23(6): 371–389. doi: [10.1016/0301-679X\(90\)90053-R](https://doi.org/10.1016/0301-679X(90)90053-R).
- [47] Bouchoucha A, Chekroud S, Paulmier D. Influence of the electrical sliding speed on friction and wear processes in an electrical contact copper-stainless steel[J]. *Applied Surface Science*, 2004, 223(4): 330–342. doi: [10.1016/j.apsusc.2003.09.018](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2003.09.018).
- [48] Wang Y A, Li J X, Yan Y, et al. Effect of pv factor on sliding friction and wear of copper-impregnated metallized carbon[J]. *Wear*, 2012, 289: 119–123. doi: [10.1016/j.wear.2012.04.006](https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.04.006).
- [49] Dong Lin, Chen Guangxiong, Zhou Zhongrong. Research on the system of friction and wear with electric current[J]. *Lubrication Engineering*, 2009, 34(7): 102–106 (in Chinese) [董霖, 陈光雄, 周仲荣. 载流摩擦磨损系统研究[J]. 润滑与密封, 2009, 34(7): 102–106]. doi: [10.3969/j.issn.0254-0150.2009.07.026](https://doi.org/10.3969/j.issn.0254-0150.2009.07.026).
- [50] Kalin M, Poljanec D. Influence of the contact parameters and several graphite materials on the tribological behaviour of graphite/copper two-disc electrical contacts[J]. *Tribology International*, 2018, 126: 192–205. doi: [10.1016/j.triboint.2018.05.024](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.05.024).
- [51] Ren Wanbin, Wang Peng, Ma Xiaoming, et al. Intermittency phenomenon of electrical contacts induced by fretting behavior[J]. *Tribology*, 2013, 33(4): 382–387 (in Chinese) [任万滨, 王鹏, 马晓明, 等. 微动诱发的触点电接触间歇失效现象研究[J]. 摩擦学学报, 2013, 33(4): 382–387]. doi: [10.16078/j.tribology.2013.04.015](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2013.04.015).
- [52] Yasar I, Canakic A, Arslan F. The effect of brush spring pressure on the wear behaviour of copper-graphite brushes with electrical

- current[J]. *Tribology International*, 2007, 40(9): 1381–1386. doi: [10.1016/j.triboint.2007.03.005](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2007.03.005).
- [53] Liu Juntao. Research on the friction and wear characteristics of contact materials for the conductiveslip ring[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2013(in Chinese) [刘军涛. 导电滑环接触材料摩擦磨损特性研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2013].
- [54] Grandin M, Wiklund U. Influence of mechanical and electrical load on a copper/copper-graphite sliding electrical contact[J]. *Tribology International*, 2018, 121: 1–9. doi: [10.1016/j.triboint.2018.01.004](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.004).
- [55] Chen G X, Li F X, Dong L, et al. Friction and wear behaviour of stainless steel rubbing against copper-impregnated metallized carbon[J]. *Tribology International*, 2009, 42(6): 934–939. doi: [10.1016/j.triboint.2008.12.011](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2008.12.011).
- [56] Xu Yi, Feng Yi, Wang Songlin, et al. Influence of electrical current on the contact voltage drop and wear properties of CNTs-Ag-G composites[J]. *Tribology*, 2006, 25(5): 484–488 (in Chinese) [徐屹, 凤仪, 王松林, 等. 电流密度对CNTs-Ag-G复合材料接触电压降和磨损性能的影响[J]. *摩擦学学报*, 2006, 25(5): 484–488]. doi: [10.3321/j.issn:1004-0595.2006.05.018](https://doi.org/10.3321/j.issn:1004-0595.2006.05.018).
- [57] Wang Yifan. The arc effects on the current-carrying friction and wear properties of Cu/QCr0.5 couples by the sliding friction[D]. Luoyang: Henan University of Science and Technology, 2015(in Chinese) [王一帆. 滑动摩擦条件下电弧对Cu/QCr0.5载流摩擦磨损性能的影响[D]. 洛阳: 河南科技大学, 2015].
- [58] Shin W G, Lee S H. An analysis of the main factors on the wear of brushes for automotive small brush-type DC motor[J]. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2010, 24(1): 37–41. doi: [10.1007/s12206-009-1135-4](https://doi.org/10.1007/s12206-009-1135-4).
- [59] Wang Y A, Li J X, Yan Y, et al. Effect of electrical current on tribological behavior of copper-impregnated metallized carbon against a Cu-Cr-Zr alloy[J]. *Tribology International*, 2012, 50: 26–34. doi: [10.1016/j.triboint.2011.12.022](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2011.12.022).
- [60] Casstevens J M, Rylander H G, Eliezer Z. Influence of high velocities and high current densities on the friction and wear behavior of copper-graphite brushes[J]. *Wear*, 2012, 48(1): 121–130.
- [61] Du S M, Zhao F, Zhang Y Z. Friction and wear behavior of copper-graphite composite material in high-speed sliding with current[C]. *Emerging Materials and Mechanics Applications, Advanced Materials Research Press*, 2012, 487: 411–415.
- [62] Meng Lingtong, Xie Xinlin, Li Li, et al. Wear Performance of Ag-Cu-MoS₂ Composites under Current-Loading in Vacuum[J]. *Tribology*, 2016, 36(6): 755–761 (in Chinese) [孟令通, 谢鑫林, 李利, 等. Ag-Cu-MoS₂复合材料的真空载流磨损性能[J]. *摩擦学学报*, 2016, 36(6): 755–761]. doi: [10.16078/j.tribology.2016.06.013](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2016.06.013).
- [63] Tian Lei. The arc caused by the sliding friction effects on the tribological properties under electric current[D]. Luoyang: Henan University of Science and Technology, 2012(in Chinese) [田磊. 滑动摩擦条件下电弧的产生及其对载流摩擦磨损性能的影响[D]. 洛阳: 河南科技大学, 2012].
- [64] Ma W L, Lu J J. Effect of sliding speed on surface modification and tribological behavior of copper-graphite composite[J]. *Tribology Letters*, 2011, 41(2): 363–370. doi: [10.1007/s11249-010-9718-x](https://doi.org/10.1007/s11249-010-9718-x).
- [65] Bucca G, Collina A. Electromechanical interaction between carbon-based pantograph strip and copper contact wire: A heuristic wear model[J]. *Tribology International*, 2015, 92: 47–56. doi: [10.1016/j.triboint.2015.05.019](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2015.05.019).
- [66] Hu Z L, Chen Z H, Xia J T, et al. Effect of PV factor on the wear of carbon brushes for micromotors[J]. *Wear*, 2008, 265(3-4): 336–340. doi: [10.1016/j.wear.2007.11.003](https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.11.003).
- [67] Hu Z L, Chen Z H, Xia J T. Study on surface film in the wear of electrographite brushes against copper commutators for variable current and humidity[J]. *Wear*, 2008, 264(1-2): 11–17. doi: [10.1016/j.wear.2007.01.034](https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.034).
- [68] Savage R H, Schaefer D L. Vapor lubrication of graphite sliding contacts[J]. *Journal of Applied Physics*, 1956, 27(2): 136–138. doi: [10.1063/1.1722322](https://doi.org/10.1063/1.1722322).
- [69] Cho K H, Hong U S, Lee K S, et al. Tribological properties and electrical signal transmission of copper-graphite composites[J]. *Tribology Letters*, 2007, 27(3): 301–306. doi: [10.1007/s11249-007-9234-9](https://doi.org/10.1007/s11249-007-9234-9).
- [70] Grandin M, Wiklund U. Wear phenomena and tribofilm formation of copper/copper-graphite sliding electrical contact materials[J]. *Wear*, 2018, 398: 227–235.
- [71] Gao Xiaoming, Hu Ming, Sun Jiayi, et al. Space environment effects on lubricants[J]. *Materials China*, 2017, 36(Z1): 481–491, 511 (in Chinese) [高晓明, 胡明, 孙嘉奕, 等. 润滑材料的空间环境效应[J]. *中国材料进展*, 2017, 36(Z1): 481–491, 511].
- [72] Yang Zhenghai. Research on the arcing damage mechanism of triboelectric pairs[D]. Beijing: China Academy of Machinery Science and Technology, 2015(in Chinese) [杨正海. 载流摩擦副的电弧损伤机制研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2015].
- [73] Hu Daochun, Sun Lemin, Shangguan Bao, et al. Present research status of arc erosion in friction and wear with Current[J]. *Corrosion and Protection*, 2008, 3(3): 163–166 (in Chinese) [胡道春, 孙乐民, 上官宝, 等. 载流摩擦磨损中电弧侵蚀的研究现状[J]. *腐蚀与防护*, 2008, 3(3): 163–166]. doi: [10.3969/j.issn.1005-748X.2008.03.019](https://doi.org/10.3969/j.issn.1005-748X.2008.03.019).
- [74] Zhao Yanxia, Liu Jingchao, Sun Lemin, et al. Present research status and future trends of arc in friction and wear with current[J]. *Lubrication Engineering*, 2010, 35(8): 111–113 (in Chinese) [赵燕霞, 刘敬超, 孙乐民, 等. 载流摩擦磨损中电弧侵蚀的研究现状及趋势[J]. *润滑与密封*, 2010, 35(8): 111–113]. doi: [10.3969/j.issn.0254-0150.2010.08.028](https://doi.org/10.3969/j.issn.0254-0150.2010.08.028).
- [75] Chen G X, Yang H J, Zhang W H, et al. Experimental study on arc ablation occurring in a contact strip rubbing against a contact wire with electrical current[J]. *Tribology International*, 2013, 61: 88–94. doi: [10.1016/j.triboint.2012.11.020](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2012.11.020).
- [76] Usuda T, Ikeda M, Yamashita Y. Prediction of cocontact wire wear in

- high-speed railways[C]. In: Proceedings of the 9th World Congress on Railway Research, 2011.
- [77] Qian Gang, Feng Yi, Zhang Xuebin, et al. Review on research of Cu-based self-lubricating electrical contact composites[J]. Surface Technology, 2016, 45(1): 7–12, 27 (in Chinese) [钱刚, 凤仪, 张学斌, 等. 铜基自润滑电接触复合材料研究综述[J]. 表面技术, 2016, 45(1): 7–12, 27].
- [78] Bucca G, Collina A. A procedure for the wear prediction of collector strip and contact wire in pantograph-catenary system[J]. Wear, 2009, 266(1-2): 46–59. doi: [10.1016/j.wear.2008.05.006](https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.05.006).
- [79] White J R. Scanning electron microscope evidence for a fatigue mechanism of wear in electrographitic brushes[J]. Wear, 1969, 13(3): 145–150. doi: [10.1016/0043-1648\(69\)90147-1](https://doi.org/10.1016/0043-1648(69)90147-1).
- [80] Azevedo C R F, Sinatora A. Failure analysis of a railway copper contact strip[J]. Engineering Failure Analysis, 2004, 11(6): 829–841. doi: [10.1016/j.engfailanal.2004.03.003](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2004.03.003).
- [81] Shen Xiangqian, Sun Lemin, Zhang Yongzhen. Tribology performance of Cu-C/C composites with and without current[J]. Lubrication Engineering, 2006, (1): 72–74 (in Chinese) [沈向前, 孙乐民, 张永振. 载流条件下铬青铜/3D碳/碳复合材料摩擦副的摩擦磨损性能[J]. 润滑与密封, 2006, (1): 72–74]. doi: [10.3969/j.issn.0254-0150.2006.01.023](https://doi.org/10.3969/j.issn.0254-0150.2006.01.023).
- [82] Collina A, Bruni S. Numerical simulation of pantograph-overhead equipment interaction[J]. Vehicle System Dynaics, 2002, 38(4): 261–291. doi: [10.1076/vesd.38.4.261.8286](https://doi.org/10.1076/vesd.38.4.261.8286).
- [83] Wang L J, Zhou X, Wang H J, et al. Anode activity in a high-current vacuum Arc: three-dimensional modeling and simulation[J]. Ieee Transactions on Plasma Science, 2012, 40(9): 2237–2246. doi: [10.1109/TPS.2012.2205590](https://doi.org/10.1109/TPS.2012.2205590).
- [84] Kharin S N, IEEE. Mathematical models of heat and mass transfer in electrical contacts[C]. Proceedings of the 2015 Sixty-First Ieee Holm Conference on Electrical Contacts, 2015: 1-21.
- [85] Dong Lin, Jiang Huiping, Li Chuanxi. FE simulation research of arc heat loss and convection heat transfer in friction and wear with electric current[J]. Lubrication Engineering, 2012, 37(10): 6–9, 15 (in Chinese) [董霖, 蒋慧平, 李传喜. 载流磨损中的电弧热散失和对流换热有限元分析[J]. 润滑与密封, 2012, 37(10): 6–9, 15].
- [86] Yin Nian, Zhang Zhinan, Zhang Junyan. Molecular dynamics simulation of friction and wear behaviors of Au coating for conductive slip ring[J]. Tribology, 2018, 38(1): 108–114 (in Chinese) [尹念, 张执南, 张俊彦. 导电滑环Au涂层摩擦磨损行为的分子动力学模拟[J]. 摩擦学学报, 2018, 38(1): 108–114]. doi: [10.16078/j.tribology.2018.01.014](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.01.014).