催化超滑: 金催化作用下非晶含氢碳薄膜的工程超滑

贾倩^{1,2}, 张斌^{1,2*}, 王凯¹, 张兴凯^{1,2}, 钱庆一^{1,3}, 高凯雄^{1,2}, 张俊彦^{1,2*}

1. 中国科学院兰州化学物理所, 中国科学院材料磨损与防护重点实验室, 兰州 730000

2. 中国科学院大学材料与光电技术学院, 北京 101408

3. 兰州理工大学石油化工学院, 兰州 730050

*通讯作者, Email: bzhang@licp.cas.cn; zhangjunyan@licp.cas.cn

收稿日期: 2020-08-18; 接受日期: 2020-09-04; 网络版发表日期: 2021-01-14

摘要 摩擦磨损是导致机械系统高能耗和失效的主要原因, 降低摩擦系数、减小磨损, 特别是实现超滑(超低摩擦, $\mu < 0.01$)是解决上述困窘的有效方法. 本文针对在工程尺度难以实现超滑应用的技术壁垒, 将催化与摩擦学相结合, 提出了金催化非晶含氢碳薄膜原位生成石墨烯纳米带实现工程超滑的新方法, 即“催化超滑”. 本文采用等离子体化学气相沉积法(PECVD)和化学溶液镀膜法分别制备了所需非晶含氢碳薄膜和镀金钢球, 以非晶含氢碳薄膜/镀金钢球构成滑动摩擦副, 并进一步研究了其摩擦学行为. 结果表明, 与非晶含氢碳薄膜/轴承钢球摩擦副相比, 含氢碳薄膜/镀金钢球摩擦副摩擦系数低至0.008, 仅是含氢碳薄膜/轴承钢球摩擦副的25%左右; 磨损深度仅为含氢碳薄膜/轴承钢球摩擦副的31%左右. 这是因为摩擦过程中金在摩擦热和剪切力的作用下, 原位催化诱导非晶碳发生向石墨烯的转变, 石墨烯有序的结构利于形成非公度接触, 可有效减小界面剪切力从而降低摩擦系数. “催化超滑”的新方法在宏观尺度上实现了超滑, 为解决超滑工程应用难的问题提供了新的思路.

关键词 金, 石墨烯, 非晶含氢碳薄膜, 催化超滑, 工程超滑

1 引言

摩擦伴随着生命的起源和人类社会的发展^[1], 一方面, 行走、饮食、持物和生产都离不开摩擦; 另一方面, 摩擦磨损不仅造成能源损耗、经济损失, 更是机械设备失效的主要原因^[2~4]. 在国家战略需求方面, 汽车、飞机、轨道交通及航空航天等装备的高可靠、长寿命服役, 与机械系统的摩擦学性能息息相关. 由于润滑失效而导致的机械故障屡见不鲜, 因此, 发展低摩

擦材料和技术是研究人员和工程师一直以来的努力方向和始终追求的目标.

目前, 用于降低摩擦的润滑剂有流体润滑剂(气体润滑剂、液体润滑剂)、半固体润滑剂(润滑脂)和固体润滑剂^[5]. 随着机械系统向高精度、苛刻服役环境的发展, 要求其运动副具有更高承载性能、更低摩擦系数, 因此, 传统的液体润滑已经不能满足机械系统的发展需求, 亟需发展新型润滑材料^[6]. 低摩擦, 尤其是具有超低摩擦(又称超滑, 特指摩擦系数处于0.001或

引用格式: Jia Q, Zhang B, Wang K, Zhang X, Qian Q, Gao K, Zhang J. Catalytic superlubricity: engineering superlubricity caused by the catalytic effect of gold on hydrogenated amorphous carbon structure. *Sci Sin Chim*, 2021, 51: 468–475, doi: [10.1360/SSC-2020-0155](https://doi.org/10.1360/SSC-2020-0155)

者更低的状态^[7,8], 摩擦系数远低于传统硬质薄膜的0.1和润滑油的0.05)特性的固体润滑薄膜, 近年来受到广泛关注. 特别地, 固体润滑薄膜可以在不改变机械系统原有设计的基础上, 极大地降低摩擦系数, 因而成为当前的研究热点. 如果固体超滑成功实现应用, 将使人们逐渐摆脱不利摩擦和磨损的束缚, 并为现代机械设备和纳米机械系统, 尤其是空间飞行器的设计和发展提供强有力的支撑.

超滑的概念由两位日本学者于19世纪提出^[9,10], 相邻晶面的非公度接触是实现微观超滑的主要前提. 非公度接触超滑的相关研究早期主要集中于石墨烯、碳纳米管等二维材料方面^[11]. Cumings和Zettl^[12]通过高分辨率透射电子显微镜, 原位观测到了碳纳米管的超滑现象. 2013年, 清华大学魏飞和郑泉水等^[13]实现了双壁碳纳米管(DWCNTs)亚厘米长度级的结构超滑. 2004年, Dienwiebel等^[14]证实了原子尺度摩擦力与石墨旋转角度在100°范围内与平均摩擦力之间呈函数关系. 进一步地, Frenken等^[15]认为, 在更大的尺度(微米级)超滑无法实现^[16]. 2012年, 清华大学郑泉水团队^[17]观测到石墨岛在10 μm×10 μm尺寸上存在超滑现象, 否定了上述预测.

但是, 上述研究均局限于微观尺度, 不能满足工程应用的需求^[18]. 在宏观尺度上, 如何实现非公度接触超滑仍然需要深入探索.

美国阿贡实验室Erdemir团队^[19]设计了一种含氢碳薄膜/石墨烯/纳米金刚石复合润滑体系, 实现了宏观尺度上的稳定超滑. 摩擦界面微观结构和分子动力学研究表明, 这种超滑起源于滑动界面石墨烯包裹纳米金刚石的纳米滚动体在DLC表面滑动时实现了非公度接触. 进一步地, 他们采用含氢碳薄膜/二硫化钼/纳米金刚石验证了上述机制的可行性. 但是, 如何在复杂机械界面实现二维材料和纳米金刚石的均匀制备成为制约其工程应用的难题. 中国科学院兰州化学物理研究所张俊彦团队^[20-22]发展了一种类富勒烯含氢碳薄膜, 其类富勒烯结构的高稳定性可有效抑制湿度影响, 在真空和大气环境中均能实现超滑. 通过与其他类富勒烯薄膜对比发现摩擦界面形成石墨烯结构是超滑的主要因素, 但具有类富勒烯结构的薄膜不是实现超滑的充分必要条件. 这种超滑严重依赖薄膜结构有序性, 如何在大批量制备时实现结构可控生长仍然存在挑战.

综上所述, 我们认为, 在摩擦界面引入更加有序的结构是实现超滑的关键. 但是Erdemir等^[19]在非晶碳薄膜引入石墨烯并未能实现超滑, 因为在摩擦界面引入石墨烯, 其在摩擦过程中向非晶转变. 因此, 原位形成有序石墨烯结构是实现超滑的主要驱动因素.

众所周知, 在石墨烯及碳纳米管的制备中, 纳米金属经常被用来作催化剂, 在适当温度下可以获得石墨烯、碳纳米管、碳洋葱等结构^[23-29]. Homma等^[24]证明纳米金具有碳溶解性, 与铁族金属不同的是碳在金中的溶解度极低^[24,26], 更小尺寸的金纳米颗粒才能更好地催化生成碳纳米管, 因此, 小尺寸纳米金常被用作单壁碳纳米管合成催化剂^[30,31]. Zhang等^[32]用金作为模板, 在焦耳热作用下制备了碳纳米笼结构.

基于以上原因, 我们推测, 在非晶碳薄膜摩擦界面引入具有催化性能的金属, 借助摩擦剪切力作用, 有可能形成石墨烯或碳纳米带有序结构, 从而降低摩擦系数. 因此, 本文将催化与摩擦学相结合, 利用等离子体化学气相沉积法(PECVD)和化学溶液镀膜技术构筑含氢碳薄膜/镀金钢球摩擦副, 并考察其摩擦学性能. 本工作证实了在摩擦界面主动引入具有催化性能的金纳米颗粒, 可以原位催化生成石墨烯有序结构, 最终实现宏观超滑, 我们将这种超滑方式称之为“催化超滑”.

2 材料和方法

2.1 非晶含氢碳膜(a-C:H)制备

采用PECVD制备a-C:H薄膜. 两个平行电极板之间的距离设置为50 mm左右. 在沉积前, 将单晶硅片(100)在酒精中超声清洗约20 min并在氮气中干燥. 然后将单晶硅片(100)转移至真空镀膜室, 并将室底压力抽至10⁻⁴ Pa的真空状态. 然后通入氩气、氢气和甲烷(氩气与氢气及甲烷的比例为1:1) 20 sccm, 调节压力为20 Pa. 设置双极脉冲偏压电源的参数为: 负偏压800 V, 占空比0.6及脉冲频率80 kHz, 保持等离子清洗20 min以去除硅片表面的杂质和污染物. 然后(1) 通入氢气和甲烷(氢气和甲烷比例0到4变化), 负偏压800 V; 或者(2) 调节负偏压500~800 V, 氢气和甲烷的比例为3:1, 电源占空比0.6及脉冲频率80 kHz, 调节压力保持在20 Pa, 沉积时间3 h, 获得a-C:H薄膜.

2.2 镀金钢球的制备

采用化学溶液镀膜法(置换反应)制备了纳米金对偶摩擦球. 将直径为6 mm的GGr15球在乙醇中超声清洗30 min, 除去表面污渍. 选择水、氯化铵、亚硫酸钠和氯金酸制备所需镀液, 调节反应pH为13, 然后加入已准备好的待镀GGr15球, 控制反应时间为40 min, 获得表面具有均匀纳米金的镀金钢球.

2.3 摩擦学性能测试

在干燥空气环境(25°C, 5 wt%)中, 使用兰州华汇仪器科技有限公司提供的摩擦试验机(Tribometer 3)分别进行非晶含氢碳薄膜/镀金钢球(a-C:H/Au)摩擦副及非晶含氢碳薄膜/轴承钢球(a-C:H/GCr15)摩擦副之间的往复摩擦试验. 摩擦学试验参数设置为: 稳定载荷5 N, 频率5 Hz, 测试时间为30 min. 通过纳米压痕仪(Hysitron, TI 750, Minneapolis, MN, USA)测试薄膜的硬度和弹性模量.

2.4 样品表征

通过场发射扫描电子显微镜(FE-SEM, JSM-

6701F, 日本)检测a-C:H薄膜的厚度. 通过X射线衍射(XRD, EMPYREAN, 帕纳科, 荷兰)获得纳米金薄膜的结构信息. 通过显微共焦拉曼光谱(Jobin-Yvon HR-800, 激发波长为532 nm)获得磨屑的部分结构信息. 通过三维(3D)轮廓仪(Superview W1, Chotest Technology Inc., 中国)研究磨痕和磨损率. 通过透射电子显微镜(TEM, FEI Tecani F30, 美国)对a-C:H薄膜形貌和摩擦后产生的磨屑结构进行详细分析.

3 结果与讨论

3.1 薄膜结构和机械性能

利用TEM、SEM和纳米压痕仪研究了a-C:H薄膜的结构(图1). 从图1(a)薄膜的TEM照片可以看出, 获得的a-C:H薄膜是典型的非晶碳薄膜结构, 说明所制备的a-C:H薄膜呈非晶状态. 由SEM观测a-C:H薄膜的断面发现, 沉积薄膜厚度为806 nm, 如图1(b)所示. 以不超过其厚度10%计算纳米压痕仪压入深度, 即压入80 nm, 获得薄膜硬度(H)为15.9 GPa, 弹性模量(E_r)为100.7 GPa, 如图1(c)所示. 同时, 利用显微共聚焦激光

图 1 非晶含氢碳(a-C:H)薄膜结构及性能. (a) TEM照片; (b) 断面SEM照片; (c) 纳米压痕曲线; (d) 激光拉曼光谱(网络版彩图)
Figure 1 Characterization of amorphous hydrogenated carbon film. (a) HRTEM image; (b) cross-sectional SEM image; (c) nanoindentation curve; (d) Raman spectrum (color online).

拉曼光谱表征了a-C:H薄膜的结构,如图1(d)所示,a-C:H薄膜表现出典型的非晶碳特征。

为了便于研究金薄膜的晶体结构,在铜平面样品基底表面用同样的方式沉积了金薄膜。利用压痕法^[33](洛氏硬度计压入,150 kg载荷,德国工程师手册(VDI3198)洛氏硬度计压入法结合力标准),测试了金薄膜在表面的结合力,如图2(a)所示,结合力达到HF1级(HF1-HF3级满足工业应用要求)。采用XRD对其进行表征,以确定纳米金的结构,如图2(b)所示,除了Cu衬底在43.3°、50.4°和74.1°出现峰值外,出现在38.2°、44.4°、64.6°、77.5°和81.7°的峰,可分别对应面心立方Au的(111)、(200)、(220)、(311)和(222)晶面^[34]。依据Scherrer's公式^[35],我们获得的金薄膜晶粒尺寸为16.7 nm。

3.2 摩擦学性能

以制备的a-C:H薄膜作为研究对象,在载荷为

5 N、5 Hz的条件下,以GGr15钢球为摩擦副,研究了随偏压变化和流量变化的摩擦学性能,结果如图3所示。在氢气和甲烷流量比3:1条件下,摩擦系数随偏压线性降低;在偏压-800 V下,摩擦系数随氢气和甲烷比例先降低(氢气和甲烷2:1),然后升高到0.032左右,保持不变。

为了研究金薄膜的引入对摩擦学性能的影响,选取氢气和甲烷流量比3:1条件下制备的含氢碳薄膜,分别进行了a-C:H/GGr15和a-C:H/Au摩擦副的摩擦学性能测试。图4给出了摩擦系数随时间变化的曲线,可以看出,在磨合期后a-C:H/Au摩擦副的摩擦系数曲线始终位于a-C:H/GGr15摩擦副的摩擦系数曲线之下。结果证实,a-C:H/GGr15体系的摩擦系数为0.032,而a-C:H/Au体系的摩擦系数为0.008,约为前者的25%,实现了超滑。这说明金的引入,确实可以进一步降低摩擦系数。

为了解析该配副体系摩擦学特性,通过三维(3D)

图2 (a) 压痕法结合力测试照片; (b) 镀金铜球表面XRD图谱(网络版彩图)

Figure 2 (a) Adhesion force image of indentation method; (b) XRD pattern of gold counter part (color online).

图3 碳膜摩擦系数与沉积参数关系图。(a) 在氢气和甲烷流量比3:1条件下,摩擦系数随偏压变化的曲线; (b) 在偏压-800 V下,摩擦系数随氢气和甲烷比例变化的关系图(网络版彩图)

Figure 3 The variation of friction properties (a) with the changing of bias voltage under the ratio of 3:1 of H_2/CH_4 (sccm) and (b) with the changing of the ratio of H_2/CH_4 (sccm) under bias voltage -800 V (color online).

图4 摩擦系数随时间变化曲线(网络版彩图)

Figure 4 Curve of friction coefficient with time (color online).

轮廓仪分别对不同摩擦副摩擦后的a-C:H薄膜磨痕进行了研究. 从三维图像可以看出(图5), a-C:H/Au摩擦副摩擦后a-C:H薄膜上磨痕明显比a-C:H/GCr15摩擦副摩擦后的磨痕浅. 二维数据显示, 使用GCr15球作为对偶球时磨损深度为128 nm, 使用金摩擦副时磨损深度仅为31%. 这一结果表明摩擦界面金纳米薄膜的引入, 在减少摩擦同时还降低了磨损.

图5 磨痕三维轮廓. (a) a-C:H/Au摩擦副摩擦后a-C:H薄膜上的磨痕; (b) a-C:H/GCr15摩擦副摩擦后a-C:H薄膜上磨痕(网络版彩图)

Figure 5 (a) Three-dimensional contour image of the a-C:H/Au tribology system weartrack; (b) three-dimensional contour image of the a-C:H/GCr15 tribology system weartrack (color online).

3.3 “催化超滑”机制

为了揭示超滑发生的原因和机制, 利用HR-TEM对摩擦测试后的a-C:H/GCr15和a-C:H/Au摩擦副摩擦界面产生的磨屑进行结构表征. 对比研究发现, 磨屑结构均为非晶态(图6). 但是, 如图6(a)所示, 对于a-C:H/Au摩擦副, 在非晶区中出现了大量层间距为0.34 nm的碳纳米带状结构, 这些纳米带呈条状或者高度弯曲纳米卷结构分布在非晶网络之中. 但是并没有找到金纳米颗粒, 说明在摩擦过程中金没有从球表面脱落. 而在GCr15摩擦副的磨屑照片中除了观测到大量非晶无序的碳结构以外, 并没有明显的条带或者弯曲石墨化的现象. 这一结果说明由于金的存在, 在摩擦过程中促使非晶结构转化为石墨烯^[30~32], 证实了金在摩擦过程中存在催化作用, 且这种催化性能可能主要是在金对偶球表面进行的.

基于以上摩擦界面所获得证据, 可以推测, a-C:H/Au摩擦体系的摩擦过程中, 碳在纳米金表面催化分解, 在摩擦热诱导作用下原位生成石墨烯. Zhang等^[30~32]认为, 类富勒烯碳薄膜由于具有特殊的弯曲结构, 易于在摩擦界面形成卷曲石墨烯, 是降低摩擦、实现超滑的关键. 但是对非晶含氢碳薄膜来说, 要在摩擦界

图 6 磨屑HR-TEM结构图(网络版彩图)

Figure 6 (a) HR-TEM image of the gold counterpart friction debris; (b) FIB-TEM image of the GGr15 counterpart friction debris (color online).

面形成石墨烯结构需要克服更高的势垒. 李汉超等^[36]研究了Ni催化非晶碳转变石墨烯, 发现在700℃可以获得高质量的石墨烯. Zheng等^[37]的研究也确定了非晶碳薄膜在750℃向石墨烯转变. 但是当没有催化剂存在时, Avdoshenko等^[38]的研究结果证实, 非晶碳向石墨烯转变的温度升高至1800 K, 约1500℃. 由此可见, 催化性金属的存在, 可以极大地降低非晶碳向石墨烯的转变温度. 所以, 在本研究中, 薄膜的存在降低了石墨烯纳米带形成的势垒, 进一步减弱了摩擦界面间的相互作用, 降低了摩擦系数, 实现了宏观超滑.

4 结论

本文设计提出了具有催化性能的纳米金属和非晶碳薄膜的组成滑动摩擦副, 在原位催化形成有序结构实现超滑的新方法, 即“催化超滑”.

主要结论如下: 利用PECVD制备了非晶含氢碳薄膜, 硬度约为15.9 GPa, 弹性模量为100.7 GPa. 与轴承钢球组成摩擦副, 摩擦系数为0.032, 磨损深度为128 nm.

用化学溶液镀膜的方法在轴承钢球表面制备了纳米金薄膜, 与非晶含氢碳薄膜组成摩擦副, 摩擦系数为0.008, 磨损深度为40 nm. 相比于a-C:H/GGr15摩擦副, 摩擦系数和磨损深度分别降低了75%和69%.

由于金的催化作用, 在摩擦界面促使发生非晶向石墨烯纳米带的转变, 减弱摩擦界面间的相互作用, 降低了摩擦系数, 实现了宏观尺度的超滑.

本研究证明了金纳米颗粒的催化作用有助于在界面形成有序结构实现超滑, 我们称之为“催化超滑”. 这一超滑方式的发现, 为工程尺度超滑应用难的问题提供新的思路. 在今后的工作中, 我们将进一步研究其他金属促进“催化超滑”的可行性和本质机理.

参考文献

- 1 Zheng Q, Ouyang W, Ma M, Zhang S, Zhao Z, Dong H, Lin L. *Sci Tech Rev*, 2016, 36: 12–26 (in Chinese) [郑泉水, 欧阳稳根, 马明, 张首沫, 赵治华, 董华来, 林立. 科技导报, 2016, 36: 12–26]
- 2 Holmberg K, Andersson P, Erdemir A. *Tribol Int*, 2012, 47: 221–234
- 3 Perry SS, Tysoe WT. *Tribol Lett*, 2005, 19: 151–161
- 4 Kennedy M, Hoppe S, Esser J. *MTZ Worldw*, 2012, 73: 40–43
- 5 Yan Z. Beijing: China Petrochemical Press, 2000 (in Chinese) [颜志光. 润滑材料与润滑技术. 北京: 中国石化出版社, 2000]
- 6 Ju P, Zhang D, Ji L, Ma G, Chen J, Xu B. *China Surf Eng*, 2020, 4: 1007–9289 (in Chinese) [鞠鹏飞, 张达威, 吉利, 马国政, 陈建敏, 徐滨士. 中国表面工程, 2020, 4: 1007–9289]

- 7 Matta C, Joly-Pottuz L, de Barros Bouchet MI, Martin JM, Kano M, Zhang Q, Goddard WA. *Phys Rev B*, 2008, 78: 085436
- 8 Hirano M, Shinjo K, Kaneko R, Murata Y. *Phys Rev Lett*, 1991, 67: 2642–2645
- 9 Hirano M, Shinjo K. *Phys Rev B*, 1990, 41: 11837–11851
- 10 Shinjo K, Hirano M. *Surf Sci*, 1993, 283: 473–478
- 11 Cahangirov S, Ciraci S. Superlubricity in Layered Nanostructures. Gnecco E, Meyer E. *Fundamentals of Friction and Wear on the Nanoscale*. Cham: Springer International Publishing, 2015: 463–487
- 12 Cumings J, Zettl A. *Science*, 2000, 289: 602–604
- 13 Zhang R, Ning Z, Zhang Y, Zheng Q, Chen Q, Xie H, Zhang Q, Qian W, Wei F. *Nat Nanotech*, 2013, 8: 912–916
- 14 Dienwiebel M, Verhoeven GS, Pradeep N, Frenken JWM, Heimberg JA, Zandbergen HW. *Phys Rev Lett*, 2004, 92: 126101
- 15 Verhoeven GS, Dienwiebel M, Frenken JWM. *Phys Rev B*, 2004, 70: 165418
- 16 Müser MH. *Europhys Lett*, 2004, 66: 97–103
- 17 Liu Z, Yang J, Grey F, Liu JZ, Liu Y, Wang Y, Yang Y, Cheng Y, Zheng Q. *Phys Rev Lett*, 2012, 108: 205503
- 18 Dietzel D, Brndiar J, Štich I, Schirmeisen A. *ACS Nano*, 2017, 11: 7642–7647
- 19 Berman D, Deshmukh SA, Sankaranarayanan SKRS, Erdemir A, Sumant AV. *Science*, 2015, 348: 1118–1122
- 20 Wang C, Yang S, Wang Q, Wang Z, Zhang J. *Nanotechnology*, 2008, 19: 225709
- 21 Wang Y, Guo J, Gao K, Zhang B, Liang A, Zhang J. *Carbon*, 2014, 77: 518–524
- 22 Zhang, Junyan, Gong, et al. Graphene nano scrolls responding to superlow friction of amorphous carbon. Carbon An International Journal Sponsored by the American Carbon Society, 2017
- 23 Press A. Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics
- 24 Takagi D, Kobayashi Y, Hibino H, Suzuki S, Homma Y. *Nano Lett*, 2008, 8: 832–835
- 25 Chen L, Kong Z, Yue S, Liu J, Deng J, Xiao Y, Mendes RG, Rummeli MH, Peng L, Fu L. *Chem Mater*, 2015, 27: 8230–8236
- 26 Kato T, Hatakeyama R. *Nat Nanotech*, 2012, 7: 651–656
- 27 Liu H, Chokan T, Takagi D, Ohno H, Chiashi S, Homma Y. *Jpn J Appl Phys*, 2008, 47: 1966–1970
- 28 Edwards RS, Coleman KS. *Acc Chem Res*, 2013, 46: 23–30
- 29 Wang S, Huang X, He Y, Huang H, Wu Y, Hou L, Liu X, Yang T, Zou J, Huang B. *Carbon*, 2012, 50: 2119–2125
- 30 Takagi D, Homma Y, Hibino H, Suzuki S, Kobayashi Y. *Nano Lett*, 2006, 6: 2642–2645
- 31 Bhaviripudi S, Mile E, Steiner SA, Zare AT, Dresselhaus MS, Belcher AM, Kong J. *J Am Chem Soc*, 2007, 129: 1516–1517
- 32 Zhang R, Hummelgard M, Olin H. *Carbon*, 2010, 48: 424–430
- 33 Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics)-Rockwell indentation test for evaluation of adhesion of ceramic coatings
- 34 Zhang X, Qian Q, Qiang L, Zhang B, Zhang J. *MicroElectron Reliability*, 2020, 110: 113695
- 35 de Sá AI, Eugénio S, Quaresma S, Rangel CM, Vilar R. *Surf Coatings Tech*, 2013, 232: 645–651
- 36 Li H, Wei J, Guo P, Sun L, Cui P, Wang A. *Surface Tech*, 2019, 6: 66–73 (in Chinese) [李汉超, 魏菁, 郭鹏, 孙丽丽, 崔平, 汪爱英. 表面技术, 2019, 6: 66–73]
- 37 Zheng M, Takei K, Hsia B, Fang H, Zhang X, Ferralis N, Ko H, Chueh YL, Zhang Y, Maboudian R, Javey A. *Appl Phys Lett*, 2010, 96: 063110
- 38 Avdoshenko S. M, Barreiro A, Boerrnert F, Cuniberti G, Rellinghaus B, Ruemmeli MH, Vandersypen LM. arXiv: 1201.3131

Catalytic superlubricity: engineering superlubricity caused by the catalytic effect of gold on hydrogenated amorphous carbon structure

Qian Jia^{1,2}, Bin Zhang^{1,2*}, Kai Wang¹, Xingkai Zhang^{1,2}, Qingyi Qian^{1,3}, Kaixiong Gao^{1,2}, Junyan Zhang^{1,2*}

¹ Key Laboratory of Material Wear And Protection, Lanzhou Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China

² College of Materials Science and Opto Electronic Technology, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 101408, China

³ School of Petrochemistry and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

*Corresponding authors (email: bzhang@licp.cas.cn; zhangjunyan@licp.cas.cn)

Abstract: Material and energy losses caused by friction and wear hinder the development of mechanical systems. An effective way to solve the problem is to reduce friction coefficient and wear. Here, we proposed *in-situ* formation of graphene nanoribbons *via* gold-catalyzed reconstruction of amorphous hydrogenated carbon matrix to achieve engineering superlubricity. And we called this method “catalytic superlubricity”. In detail, amorphous hydrogenated carbon (a-C:H) films were grown by plasma chemical vapor deposition (PECVD), and gold (Au) films on steel balls were obtained by electroless chemical deposition. Comparing study on the tribology properties of the couple pairs of a-C:H/Au and a-C:H/GCr15 was carried out *via* home-made Tribometer 3. The results show that, compared with the couple pairs of a-C:H/GCr15 ($\mu \sim 0.032$ and wear depth of 128 nm), the couple pairs of a-C:H/Au show a friction coefficient of 0.008 and wear depth of 40 nm, respectively. The reason of superlubricity of the couple pairs of a-C:H/Au is that, based on the catalysis of gold, the graphene nanoribbons formed *in-situ* during friction. The ordered structure is conducive to the occurrence of incommensurate contact, and effectively reduces the interfacial shear force and thus lowers the friction coefficient.

Keywords: gold, graphene, hydrogenated amorphous carbon, catalytic superlubricity, engineering superlubricity

doi: [10.1360/SSC-2020-0155](https://doi.org/10.1360/SSC-2020-0155)