

磁控溅射 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜的 微观结构及摩擦学性能

郑晓华, 刘 涛, 杨烁妍, 王贡启, 杨芳儿

(浙江工业大学, 浙江 杭州 310014)

摘 要: 采用磁控溅射技术在硅基底上交替沉积 WS_x 、W 以及 DLC 膜层制备 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜。利用 X 射线衍射仪、扫描电镜、纳米压痕仪等对多层膜的微观结构和力学性能进行了表征, 使用球盘式摩擦磨损试验机测试了多层膜在大气中的摩擦学性能。结果表明: 多层膜表面均光滑致密。随着周期中 W 单层厚度的增加, 多层膜中出现 α -W、 W_2C 和 β - WC_{1-x} 结晶相, 多层膜的硬度大幅提高 (6 nm 时具有极大值 17.3 GPa), 摩擦因数呈下降趋势, 结合力逐渐降低, 磨损率先降低后升高。W 单层厚度为 6 nm 的多层膜的耐磨性能最佳, 磨损率约为 $1.4 \times 10^{-14} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。

关键词: WS_x ; 类金刚石碳膜; W; 多层膜; 摩擦磨损

中图分类号: TH117.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)04-1295-06

由于过渡族金属硫化物(MS_x)具有特殊的六方层状结构, 层与层之间的剪切强度很低, MS_x 薄膜在较弱的剪切力作用下可形成摩擦因数较小的转移膜, 从而达到减磨润滑的作用^[1-3]。其中, WS_2 因其在真空环境下摩擦因数低、工作温度高、耐磨性能好等优点而被广泛应用于超高速及低温机械和航天航空等领域中^[4-6]。然而已有研究表明, 由于纯 WS_2 薄膜疏松的内部结构, 硬度及承载能力较低, 且在潮湿的大气环境中极易潮解和氧化, 导致摩擦学性能急剧下降^[7,8]。为改善 WS_2 薄膜的上述缺陷, 已有研究者在 WS_2 薄膜中掺入金属元素 (如 Ti^[9]、Cr^[10]和 Cu^[11]等) 或非金属元素 (如 C、N^[12]) 及化合物^[13], 可以明显改善薄膜力学性能及薄膜的耐磨性。同时, 纳米多层化同样也广泛地应用于薄膜的改性当中, 多层膜的界面强化效应可以提高薄膜硬度、耐磨性及抗氧化性, 因此可以兼顾薄膜的力学及摩擦学性能。另外, 类金刚石碳膜(DLC)具有较低的摩擦系数、高硬度和高弹性模量、优异的摩擦学性能^[14-16], 郑晓华^[17]等制备出 DLC/ WS_2 多层膜, 相比于单一薄膜, 该多层膜内应力降低, 大气中的耐磨性能显著提高。

金属钨硬度高且耐磨性和抗腐蚀性能好, 因此常用于改善材料的力学和摩擦学性能。解志文^[18]等采用等离子体浸没离子注入与沉积(PIIID)技术制备了 W/DLC 纳米多层膜, 薄膜的硬度明显提高, 在小调制

周期时具有良好的摩擦磨损性能。王松^[19]等制备了 $WS_2/W-DLC$ 复合薄膜, 该薄膜在大气环境下表现出优异的力学性能和超低摩擦的性能, 薄膜中出现 W_2C 、 β - WC_{1-x} 纳米晶镶嵌在非晶 DLC 基体内。由于金属 W 是强碳化物形成元素, 容易与碳原子发生界面反应而形成高硬度的碳化物, 从而有利于提高薄膜的硬度和耐磨性。然而, 本研究作者在先前研究的 DLC/ WS_2 多层膜体系^[17]中并没有观察到 WS_x/DLC 界面处 W 原子与 C 原子的界面反应, 可能原因是 W 原子更倾向于和 S 原子成键。为了考察界面碳化物对 DLC/ WS_2 多层膜体系的影响, 作者尝试在 DLC/ WS_2 多层膜中引入 W 层构筑 $WS_x/W/DLC/W$ 纳米多层膜, 通过研究不同 W 单层厚度多层膜的组织结构、力学及大气环境下的摩擦学性能, 讨论 W 层的引入、界面反应等对 WS_x/DLC 多层膜体系的影响, 为拓展 WS_2 及 WS_x/DLC 多层膜体系在大气环境下的应用奠定基础。

1 实 验

采用直流磁控溅射法在 200 °C 硅基底上交替沉积 WS_2 、W、DLC 和 W 膜层制备 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜: 先在 Si(100)基底上沉积 50 nm 厚的金属 W 过渡层, 随后在其上沉积 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜, 重复沉积若干个周期, 每个周期中 WS_x 及 DLC 层的厚度保持不变 (分别为 9.5 和 0.5 nm)。实验设计了 5 组 W

收稿日期: 2019-05-06

基金项目: 浙江省自然科学基金 (LY15E010007)

作者简介: 郑晓华, 男, 1971 年生, 博士, 副教授, 浙江工业大学材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310014, 电话: 0571-88320479, E-mail: zhengxh@zjut.edu.cn

单层厚度 (记作 δ_w), 分别为 1、2、4、6 和 8 nm, 同时也制备了 WS_x/DLC 多层膜 (也即 $\delta_w=0$ nm) 供对比; 薄膜的总厚度 ≈ 650 nm, 每一层的厚度采用沉积速率进行控制。其他制备参数: 本底真空度 2×10^{-3} Pa, 溅射气压 0.6 Pa, 直流偏压 -100 V, WS_2 靶、W 靶和石墨靶的功率分别为 60、60 和 45 W。

采用 X 射线衍射仪 (Thermo X'TRA) 检测薄膜的物相组成, Cu 靶, 扫描速度 $2^\circ/\text{min}$, 扫描范围 $6^\circ \sim 63^\circ$ 。用 Hitachi-S4700 型场发射扫描电镜对多层膜的表面及截面形貌进行了观察。多层膜与基底间的结合力通过 WS-2005 型涂层附着力划痕仪测定, 加载速率为 100 N/min, 划痕线速度为 4 mm/min, 测试时间为 1 min。薄膜硬度及弹性模量用 Nano Indenter G200 型纳米压痕仪及连续刚度法测得, 最大载荷为 0.6 mN, 压入深度为 $50 \sim 60$ nm。薄膜在大气环境下 (相对湿度 $\approx 56\%$) 的摩擦学性能通过 WTM-1E 球盘式摩擦试验机进行测试, 磨球为 GCr15 钢球 (HRC62, $\Phi 3$ mm), 在 0.49 N 的法向载荷下测试 10 min, 相对滑动速度为 0.105 m/s。采用 Dek-tak3 型台阶仪测量磨痕轮廓并依据载荷和滑行距离计算出薄膜的磨损率。

2 结果与讨论

2.1 薄膜的组织及物相分析

图 1 为薄膜的 XRD 图谱, 其中 2θ 位于 35.5° 和 39.9° 的 β -W 相 (200) 和 (210) 衍射峰, 源于金属 W 层, 其相对强度有随 δ_w 的增大而逐渐降低的趋势。 $\delta_w \geq 4$ nm 的多层膜中出现了来自 α -W 相 ($2\theta \approx 40.4^\circ$, 对应于 (110) 晶面) 和 W_2C 相 ($2\theta \approx 39.7^\circ$, 对应于 (101) 晶面) 的大强度衍射峰, 且 α -W 相的相对强度有逐渐加强的趋势; 同时, 多层膜中还出现了较弱的 β - WC_{1-x} (111) 及 (200) 晶面衍射峰^[20]。此外, $\delta_w = 8$ nm 的多层膜还在 32.3° 、 38.7° 和 41.6° 位置出现了一些难以判定的峰。所有多层膜中均未出现 WS_2 、石墨和金刚石结晶相的衍射峰, 表明多层膜中 WS_2 层以非晶或微晶的形式存在, 而碳层可能已与多层结构中的 W 层发生界面反应而变薄或消失 (W 单层厚度较大时)。

综上可知, 薄膜底部的 W 过渡层以 β -W 结晶相的形式存在, 而多层结构中的 W 层则随其单层厚度的增大而逐渐以 α -W 结晶相的形式存在。 $\delta_w = 1$ nm 和 $\delta_w = 2$ nm 2 种多层膜在 2θ 位于 $35^\circ \sim 43^\circ$ 区间呈现出类似微晶或非晶的散射峰, 可能原因是当多层结构中 W 单层厚度较小时, 能提供的 W 原子数量有限, 形成的物相即使处于晶态 (例如 α -W、 W_2C 结晶相) 也会由于含量较低而无法在 XRD 中检出。而 $\delta_w \geq 4$ nm 的多层膜出现了大强度的衍射峰, 其原因一方面可归结为

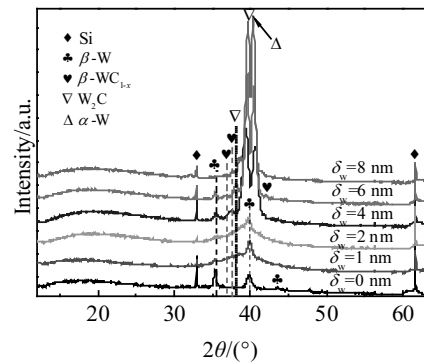


图 1 薄膜的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of the films

α -W、 W_2C 等结晶相在 W/DLC 相界面处出现了择优取向生长, 另一方面是这些结晶相的含量比 $\delta_w = 1$ nm 和 $\delta_w = 2$ nm 的薄膜要高。

图 2 所示为 WS_x/DLC 多层膜和 $\delta_w = 6$ nm 的 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜的表面和横截面 SEM 照片。可以看到, 2 种多层膜的表面都极为光滑、致密, 呈无定形结构。事实上, 其他多层膜的表面形貌与这两者十分相似, 说明 W 层的引入对 WS_x/DLC 多层膜的表面形貌影响不大。从图 2c、2d 多层膜的横截面中可以看到明显的 W 过渡层 (虚线内所示), 而层状构造难以察觉。为此, 选取图中方框处进行局部放大, 但 WS_x/DLC 多层膜仍难以看到层状构造 (图 2e), 而 $\delta_w = 6$ nm 的 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜可看到较为明显且规则的层状结构 (图 2f), 但层间界面较为模糊。 WS_x/DLC 与较小 δ_w (≤ 2 nm) 的 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜, 因为多层结构中各个单层的厚度较小且发生界面反应及原子扩散, 导致界面不清晰^[21], 从而无法通过 SEM 观察到明显的多层结构。另外, 经测量, 所有薄膜的厚度均在 650 nm 左右, 与设计值相符。

2.2 薄膜的力学性能

图 3 为薄膜的硬度、弹性模量和结合力。由图 3 可知, 随着 δ_w 的增大, $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜的硬度和弹性模量均呈现逐渐升高而后下降的趋势, 其中硬度在 $\delta_w = 6$ nm 时达到最高 (17.3 GPa), 弹性模量在 $\delta_w = 4$ nm 时达到最大, 而 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜的结合力则随着 δ_w 的增大而逐渐降低。

与 WS_x/DLC 多层膜 (硬度为 9.5 GPa) 相比, 所制备的 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜的硬度显著提高, 作者认为这是由于界面强化效应、界面碳化物以及高硬度的 W 层共同作用的结果。一方面, 在 WS_x/DLC 多层膜体系中引入薄 W 层, 将导致界面数量的显著增加,

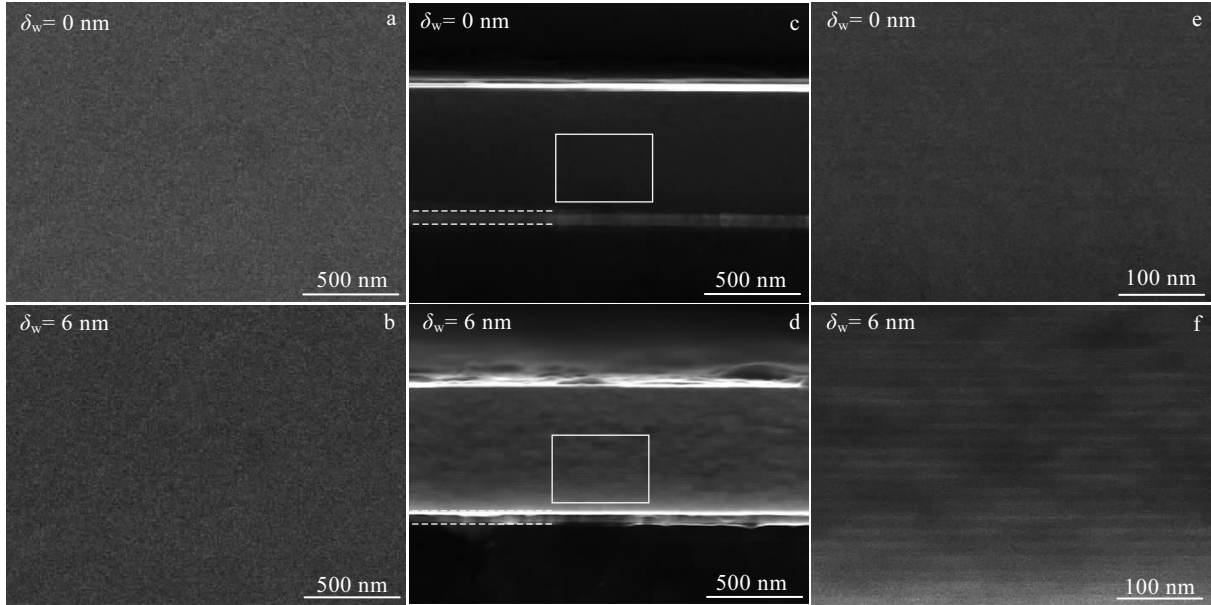


图 2 多层膜表面、横截面 SEM 照片及其局部放大

Fig.2 Surface (a, b), cross-section (c, d) SEM images for multilayer films and enlarged images for white box areas (e, f)

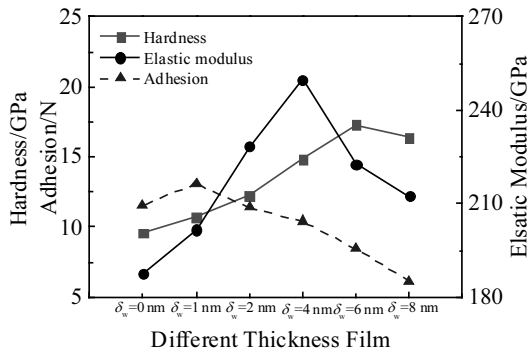


图 3 薄膜的硬度、弹性模量及结合力

Fig.3 Hardness, elastic modulus and adhesion of the films

但界面数量又随着 δ_w 的增大而逐渐减少（因为多层膜的总厚度不变）。因此，界面强化效应将随着 δ_w 的增大而逐渐降低。另一方面，随着 δ_w 的增加，在多层膜层间间隙中形成了晶态的 W_2C 及 $\beta-WC_{1-x}$ 硬质相，导致界面处产生晶格错配及交变应力场，阻碍位错运动，同时 $\alpha-W$ 、 W_2C 及 $\beta-WC_{1-x}$ 的硬度远远高于 WS_2 ，从而表现为薄膜硬度的快速提升。结合 $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜的硬度变化趋势可以推断，界面强化效应对多层膜硬度提升的贡献较小，而界面碳化物、W 层的贡献则要大得多。当 $\delta_w \leq 2$ nm 时，界面强化效应随着 δ_w 的增大而稍有降低，而此时界面碳化物及 W 层的含量

较低，因而硬度的增幅相对较小；而当 δ_w 从 6 nm 提升至 8 nm 后薄膜硬度有所下降，这一方面是因为界面强化效应减弱、 W_2C 和 $\beta-WC_{1-x}$ 硬质相的含量降低；另一方面，随着 δ_w 的增加，多层膜中 W 层的体积分数增加，且软质相 WS_2 的含量也有所减少，金属 W 的硬度远高于 WS_2 ，因此硬度仅略微下降。

弹性模量作为材料抵抗弹性变形的重要指标，直接反映了原子间作用力的大小。其变化规律可以做如下解释：当 δ_w 较小时，W 层的插入使得原有 WS_x/DLC 界面变成了 $WS_x/W/DLC/W$ 界面，W 与 WS_x 、DLC 之间都有良好的亲和力，使多层之间的结合更加紧密且引入的应力集中较小；但当 δ_w 较大时，界面反应形成的择优取向碳化物较多，界面错配度的增加、内应力及应力集中、缺陷等使得界面处原子的结合力降低，从而导致薄膜的弹性模量下降。也正是基于这些原因， $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜的脆性逐渐加大，因此，在划痕测试时膜层容易从界面处破碎，从而呈现出逐渐降低的附着力。

图 4 所示为薄膜的 H/E 、 H^3/E^2 比值。一般地， H/E 值反映了薄膜的弹性行为，而 H^3/E^2 值反映了薄膜抵抗塑性变形的能力。由图 4 可知，薄膜 H/E 及 H^3/E^2 值均随 δ_w 的增大先升高后降低，并在 $\delta_w=6$ nm 时取得最大值。 H/E 值越大，意味着薄膜的弹性恢复能力越强， H^3/E^2 值越大，则意味着薄膜越不容易出现塑性变形。

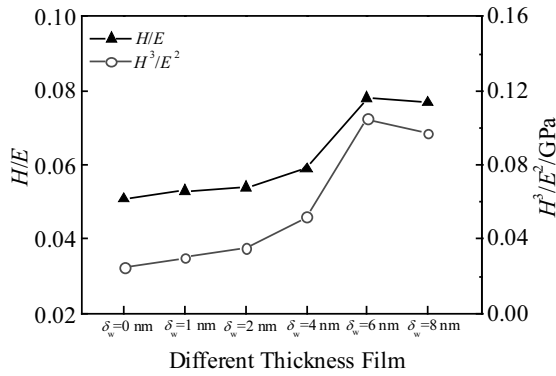


图 4 薄膜的 H/E 和 H^3/E^2 比值
Fig.4 H/E and H^3/E^2 ratios of the films

2.3 薄膜的摩擦学性能

图 5 为薄膜在大气环境下进行摩擦测试后的磨痕形貌，其表面不同区域的化学成分如表 1 所示。通过图 5 和表 1 可知， $\delta_w=6$ nm 的 $WS_x/W/DLC/W$ 纳米多层膜的磨痕较窄，轨道中间部分薄膜有被碾压的痕迹，但薄膜并未磨破（磨损区域 A 与原始表面 B 的 Si 含量十分接近）。反观 $\delta_w=0, 2, 8$ nm 的多层膜，磨痕宽度比前者大，且已裸露出 Si 基体（A 区域的 Si 含量很高且 W、S 的含量很低），表明这 3 种多层膜试样的耐磨性相比前者要差。

图 6 所示为摩擦测试过程中薄膜的瞬时摩擦因数曲线。可以看到， $\delta_w=6$ nm 的多层膜摩擦因数始终较

为平稳， $\delta_w=2$ nm 的多层膜也经历了约 5 min 的平稳期，之后出现较大幅度上扬，而 $\delta_w=8$ nm 的多层膜约 80 s 之后即呈现很高的摩擦因数（达到钢球与 Si 片之间的摩擦因数值）。摩擦副的摩擦因数发生突变，意味着其接触状态的显著改变。因此可以推断， $\delta_w=8$ nm 的多层膜发生了过早的薄膜剥落现象，其原因是薄膜的结合力小，在载荷的周期性碾压作用下出现了层间分离，引起脆性疲劳破坏，且破坏之前无明显的塑性变形。当薄膜剥落后，钢球将直接在 Si 基体表面上滑行，从而在 Si 基体表面留下诸多划痕（图 5a、5b、5d 中的 A 区域）。

通过计算瞬时摩擦因数在平稳阶段（图 6 中虚线框所示）的平均值，可以定性比较这些薄膜的摩擦因数高低，结果如图 7 所示。随着 δ_w 的增大， $WS_x/W/DLC/W$ 多层膜的平均摩擦因数从 0.284 逐渐降低，多数薄膜的摩擦因数低于 WS_x/DLC 多层膜 (≈ 0.271)。这说明在 WS_x/DLC 多层膜体系中加入 W 层，可显著降低薄膜与钢球之间的摩擦因数。 $\delta_w=8$ nm 的多层膜，由于其平稳阶段过短，因而其平均摩擦因数可能存在较大误差。多层膜的摩擦因数随 δ_w 的增大而降低，与薄膜的力学性能和摩擦过程中 W 形成氧化物有关。在较小的相同法向载荷作用下，薄膜的弹性模量和 H^3/E^2 值越高，产生的变形量越小，摩擦副的真实接触面积也越小，从而有助于降低接触区两侧相对滑动的阻力，因而呈现出相对较低的摩擦因数。此外， α -W 相在摩擦过程中形成的 WO_3 ，可起到一定的润滑作用^[22]。

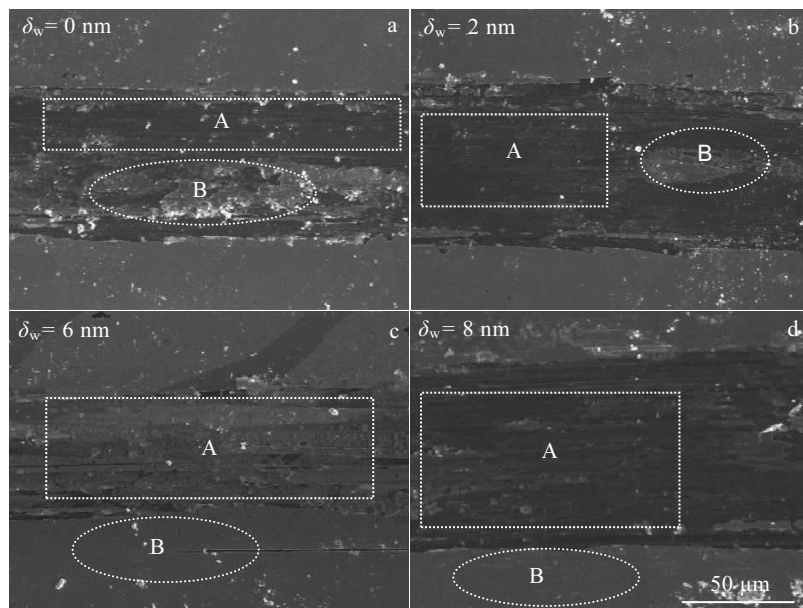


图 5 多层膜磨痕形貌 SEM 照片

Fig.5 SEM images of wear tracks for multilayer films: (a) $\delta_w=0$ nm, (b) $\delta_w=2$ nm, (c) $\delta_w=6$ nm, and (d) $\delta_w=8$ nm

表 1 图 5 中多层膜表面不同区域的化学成分 (EDS 法)
Table 1 Chemical composition of multilayer films in different areas in Fig.5 (obtained by EDS technique) (at%)

δ_w /nm	Area	S	W	C	O	Si
0	A	1.4	1.2	31.5	13.2	52.7
	B	6.2	10.6	33.2	14.8	35.2
2	A	13.5	19.9	20.6	12.3	33.7
	B	16.1	24.6	25.9	13.2	20.2
6	A	26.4	45.8	13.2	9.4	5.2
	B	24.8	46.9	15.4	8.3	4.6
8	A	0.2	1.4	18.7	15.0	64.7
	B	19.0	48.9	8.8	17.0	6.3

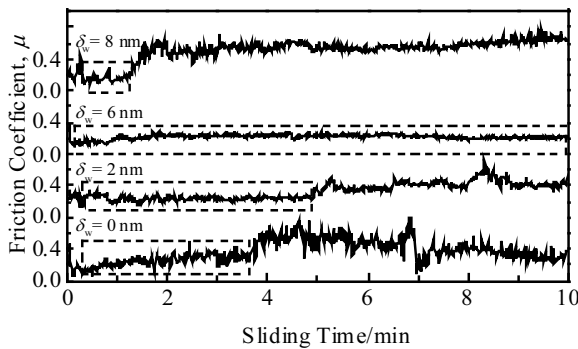


图 6 薄膜的瞬时摩擦因数曲线

Fig.6 Friction coefficient curves of the films

图 7 中 WS_x/W/DLC/W 多层膜的磨损率随着 δ_w 的增大先减小后增大, 当 $\delta_w=6$ nm 时磨损率最低, 约为 $1.4 \times 10^{-14} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。这是因为: 多层膜的耐磨性不仅取决于薄膜的力学性能, 也和多层膜的层间结合 (结合力) 密切相关。在结合力足够的情况下, 薄膜的力学性能越好, 其耐磨性越优异。另一方面, 较低的摩擦因数有助于降低薄膜表面真实接触区内的剪切力, 从而减缓磨损。相反, $\delta_w=8$ nm 的多层膜, 尽管有较高的硬度和 H^3/E^2 值, 但其界面结合不佳, 导致薄膜

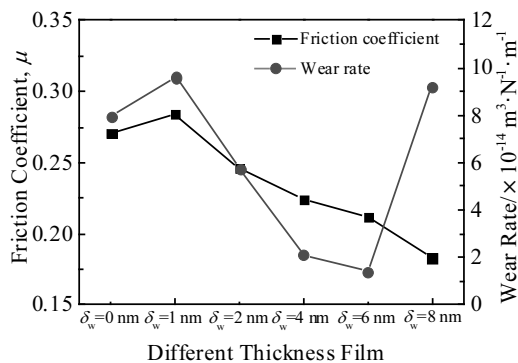


图 7 薄膜的平均摩擦因数与磨损率

Fig.7 Average friction coefficient and wear rate of the films

的过早剥落失效, 从而呈现出较高的磨损率。

3 结 论

1) WS_x/W/DLC/W 纳米多层膜中, W 层的加入促进了 α -W、W₂C 和 β -WC_{1-x} 相的生成, 而 WS_x 层以非晶或微晶结构形式存在。 δ_w 的变化对薄膜表面形貌影响不大。

2) W 层的加入显著提升了 WS_x/W/DLC/W 多层膜的硬度, 同时降低其摩擦因数。多层膜的结合力随 δ_w 增大逐渐降低, 磨损率先减小后增大。 $\delta_w=6$ nm 多层膜的硬度最高, 耐磨性能最佳。

参考文献 References

- [1] Hilton M R, Fleischauer P D. *Surface and Coatings Technology*[J], 1992, 54-55: 435
- [2] Zhu Lina, Wang Chengbiao, Wang Haidou et al. *Vacuum*[J], 2010, 85(1): 16
- [3] Maharaj D, Bhushan B. *Materials Letters*[J], 2015, 142: 207
- [4] Simmonds M C, Savan A, Swygenhoven H V et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 1998, 108-109: 340
- [5] Zhou Lei(周 磊), Yin Guilin(尹桂林), Wang Yudong(王玉东) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(3): 483
- [6] Banerjee T, Chattopadhyay A K. *Tribology International*[J], 2018, 123: 81
- [7] Gustavsson F, Svahn F, Bexell U et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2013, 232: 616
- [8] Pimentel J V, Danek M, Polcar T et al. *Tribology International* [J], 2014, 69: 77
- [9] Banerjee T, Chattopadhyay A K. *Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 258: 849
- [10] Deepthi B, Barshilia H C, Rajam K S et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2010, 205(7): 1937
- [11] Xu Shusheng, Gao Xiaoming, Hu Ming et al. *Tribology Letters*[J], 2014, 55(1): 1
- [12] Nossa A, Cavaleiro A. *Surface and Coatings Technology*[J], 2001, 142-144: 984
- [13] Dai Mingjiang, Wei Chunbei, Zhou Kesong et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25: 3002
- [14] Modabberasl A, Kameli P, Ranjbar M et al. *Carbon*[J], 2015, 94: 485
- [15] Gayathri S, Kumar N, Krishnan R et al. *Ceramics International*[J], 2015, 41(1): 1797
- [16] Matthews A, Eskildsen S S. *Diamond and Related Materials*

- [J], 1994, 3(4-6): 902
- [17] Zheng Xiaohua(郑晓华), Lin Lingling(林玲玲), Chang Xin-xin(常新新) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(7): 1343
- [18] Xie Zhiwen(解志文). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2007
- [19] Wang Song(王松), Yue Wen(岳文), Li Xingliang(李星亮) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2016, 37(2): 159
- [20] Sánchez-López J C, Martínez-Martínez D, Abad M D *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2009, 204(6-7): 947
- [21] He Tengfei(贺腾飞), Wu Youzhi(吴有智), Xu Jiao(许佼) *et al.* *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2017, 37(1): 35
- [22] Yang Lina, Zhang Kan, Zeng Yi *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2017, 423: 275

Microstructure and Tribological Behavior of Magnetron Sputtered WS_x/W/DLC/W Multilayer Films

Zheng Xiaohua, Liu Tao, Yang Shuoyan, Wang Gongqi, Yang Fanger
(Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, China)

Abstract: WS_x/W/DLC/W multilayer films were prepared by magnetron sputtering technique and alternate deposition of WS_x, W and diamond-like carbon (DLC) layers on silicon substrates. The microstructure, mechanical properties and tribological behaviors in the atmosphere of the films were characterized by X-ray diffractometry, scanning electron microscopy, nano-indenter and ball-on-disk wear tester. The results show that the surface of all the multilayer films is smooth and dense. As the thickness of single W interlayer increases in the modulation period, α -W, W₂C, and β -WC_{1-x} crystalline phases are formed in the multilayer films. The hardness of the multilayer films is greatly improved (up to 17.3 GPa at single W interlayer thickness of 6 nm), the friction coefficient shows a downward trend, the adhesion to the substrate is gradually reduced and the wear rate decreases first and then increases. The multilayer film with single W interlayer thickness of 6 nm exhibits the best wear resistance, and its wear rate is about $1.4 \times 10^{-14} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$.

Key word: WS_x; diamond like carbon; W; multilayer films; friction and wear

Corresponding author: Yang Fanger, Professorate Senior Engineer, College of Materials Science and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, P. R. China, Tel: 0086-571-88320479, E-mail: yfe1230@163.com