doi: 10.3969/j.issn.1007-9289.2010.04.004

离子束增强沉积 Ti-Mo 多层膜和 TiMo 合金膜及其性能*

唐长斌^{1,2},刘道新¹,李凡巧¹,张 卿¹,张晓化¹

(1. 西北工业大学 腐蚀与防护研究室, 西安 710072; 2. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 西安 710055)

摘 要:采用离子束增强磁控溅射沉积技术制备了 Ti-Mo 金属多层膜和 TiMo 合金膜,评价了膜层的结合强度、韧性、 硬度等力学性能和摩擦学性能。结果表明:不同调制周期及不同调制比的 Ti-Mo 多层膜的硬度均比 Ti、Mo 金属单层 膜的硬度高,调制周期小于 200 nm 的多层膜呈现出明显的超硬度现象,调制周期为 20 nm 的多层膜硬度达到最大值, 多层膜硬度随 Ti 膜:Mo 膜调制比的减小而提高。Mo 过渡层比 Ti 过渡层更能有效改善膜层的结合强度,离子辅助轰击 能明显提高膜层的结合力。TiMo 合金膜的硬度与 Mo 金属单层膜相近,明显低于调制周期 20~200 nm 的 Ti-Mo 多层 膜,其韧性也明显低于调制周期 60 nm 以上的 Ti-Mo 多层膜。调制周期 20~200 nm 的 Ti-Mo 多层膜的耐磨性能优于 TiMo 合金膜。

关键词: Ti-Mo 多层膜; TiMo 合金膜; 硬度; 磨损; 腐蚀磨损 中图分类号: TG115 文献标识码: A 文章编号: 1007-9289(2010)04-0015-07

TiMo Alloy Film and Ti-Mo Multilayer Films Prepared by Ion-beam Enhanced Deposition

TANG Chang-bin^{1,2}, LIUDao-xin¹, LI Fan-qiao¹, ZHANG qing¹, ZHANG Xiao-hua¹

(1. Corrosion and Protection Research Lab, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072; 2. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055)

Abstract: Ti–Mo metallic multilayers and TiMo alloy film were prepared by ion beam enhanced magnetron sputtering deposition, and some mechanical properties of films such as bonding strength, toughness, hardness and tribological performance were evaluated. These results show that the hardness of all Ti–Mo multilayer films of different periodicity and modulation ratio becomes harder than the surface hardness of Ti pure film or Mo pure film. When periodicity of the multilayer films is low from 200 nm, a distinct super–hardness effect occurs, while, the surface hardness of multilayer films with periodicity 20 nm is highest among these Ti–Mo metallic multilayers, and the surface hardness of multilayer films is increased with reducing the periodicity of the films or increasing the modulation ratio of Ti film/Mo film. The bonding strength can be improved more efficiently by Mo transition layer than Ti transition layer, and the ion assistance can improve the films bonding strength obviously. The hardness of TiMo alloy film is close to that of pure Mo film, however, its hardness is lower evidently than that of Ti–Mo multilayers with periodicity $20 \sim 200$ nm, and its toughness is also poorer than that of multilayers with periodicity in excess of 60 nm. The Ti–Mo metallic multilayers with periodicity $20 \sim 200$ nm indicate a better tribological performance than TiMo alloy films.

Key words: Ti–Mo multilayer film; TiMo alloy film; hardness; wear; corrosive wear

0 引 言

表面制备涂镀层是提高金属材料表面承载能 力和摩擦学性能的重要途径^[1],然而,表面涂镀层 的服役寿命取决于膜层的结合强度、硬度、韧性、 收稿日期: 2010-01-28;修回日期: 2010-06-30 内聚强度等力学性能,通过合理的膜层结构设计 和恰当的工艺方法制备金属多层膜可望获得合理 的表面强度、硬度和韧性^[2],满足金属表面耐磨损 和抗疲劳的性能要求。当多层膜中单层膜厚度达 到纳米量级时通常呈现出超模量和超硬度等特 性,其抗磨性能会得到显著的提高^[3]。因此,关于 金属多层膜的研究得到了关注^[2-6]。为获得良好的

基金项目: *国家自然科学基金 (50671085,50771070); 国家863高 技术研究发展计划 (2007AA03Z521)

作者简介: 唐长斌 (1973—), 男 (汉), 陕西扶风人, 博士研究生。

多层膜摩擦学性能,研究膜层制备工艺、膜层调 制周期等因素的影响规律十分重要。人们已经探 讨了Cu/Ni^[4,5]、Ni/Ag^[6]、Cu/Ag^[7]等低硬度金属组 成的二元金属纳米多层膜的超硬度现象,而关于 Ti-Mo金属多层膜的研究尚未见报道。Mo是高熔 点、高硬度、高耐蚀金属元素,与β钛无限互溶, 是钛合金的重要添加元素,钛合金表面渗Mo可以 获得良好的摩擦学性能^[8-10]。因此,可以预计 Ti-Mo多层膜的膜层之间可以获得良好结合,并可 望得到好的耐磨性能。离子束辅助磁控溅射技术 通过离子束的恰当辅助轰击改善膜层组织结构、 细化晶粒和提高膜层的结合强度,因此预计该技 术在金属多层膜制备上能够发挥优势。此外,金 属多层膜与纯金属单层膜的对比研究较多, 而关 于金属多层膜与合金膜的对比研究工作开展得较 少。文中研究离子束辅助磁控溅射沉积Ti-Mo多层 膜,探讨调制周期对Ti-Mo多层膜结构、硬度及摩 擦学性能的影响规律,同时与离子束辅助磁控溅 射沉积TiMo合金膜进行对比,拟为金属多层膜的 开发和工程应用提供依据。

1 试验方法

1.1 试验材料与试样

膜层制备所用基体材料为航空结构中广泛应用 但需改善耐磨性能的退火态 TC4 钛合金,其化学成 分(质量分数 /%)为: 6.1Al, 3.9V, 0.2Fe, 0.1O, 余量 Ti。硬度 360 HK_{0.245}。试样加工成 σ 30 mm×10 mm 的圆片,表面经水砂纸逐级打磨后机械抛光, 表面粗糙度 $R_a \leq 0.1 \mu$ m,在镀膜前用丙酮超声波清洗。

1.2 膜层的制备

膜层的制备采用离子辅助磁控溅射设备,其 上安装两套可独立控制的磁控溅射靶和辅助轰击 平面狭缝离子源(通过辉光放电离化形成的离子 束在偏压作用下加速对磁控溅射沉积的膜层进行 辅助轰击),平面源和两磁控溅射靶共焦,为防止 靶材相互溅射污染,采用挡板对停止溅射的靶材 进行保护。磁控溅射靶材为纯度99.95%的Ti靶和 Mo靶。Ti-Mo多层膜制备时交替打开挡板进行相 应膜层溅射沉积,TiMo合金膜制备中Ti靶和Mo靶 一直保持同时溅射状态。膜层沉积之前,首先通 入氩气(气压为1.2~1.4×10⁻¹ Pa),采用轰击能 量1000 V、束流200 mA的Ar⁺离子轰击清洗试样表 面约25 min,同时溅射清洗靶材。镀膜时给试样加 上负偏压,偏压为300 V,同时借助平面离子源辅 助沉积膜层,轰击能量为500 V。Ti-Mo多层膜的 制备过程为先沉积1 μm的Ti底层或Mo底层,然后 沉积Ti-Mo多层膜,大小不同调制周期的Ti-Mo多 层膜通过磁控电源的开启时间长短进行控制,各 单层膜厚度通过恒定功率下控制沉积时间来调 整。磁控溅射系统的本底真空度为7×10⁴ Pa。 Ti-Mo多层膜总厚度为4~5 μm,最表层沉积的为 Mo层。TiMo合金膜制备时Ti与Mo的比例通过控 制磁控溅射电源的功率实现,文中制备的TiMo合 金膜中Ti与Mo原子比为1:1。

1.3 膜层的分析与评价

利用S-570型扫描电镜观察分析膜层形貌和 测量膜层厚度。用D/max-3C X射线衍射仪 (Cu靶, 40 kV) 分析膜层物相结构,测试条件为: Cu靶辐 射,步长0.02°,扫描速度6°/min,积分时间2s, 管流40 mA,20扫描范围20~90°。借助GDA750 型辉光放电光谱分析仪(GDOES)分析膜层元素分 布。利用HV-1000型显微硬度计测量膜层的Knoop 硬度,载荷0.245 N,保载时间20s。膜基结合强度 采用恒载荷划痕仪测量,以临界载荷L。值表征。膜 层韧性通过自制的动态循环压压试验装置^[11]评 价,动态循环压压试验中冲头与试样表面始终保 持接触状态,载荷大小循环变化。压头为标准维 氏金刚石压头,循环压压频率固定为20 Hz,周次 根据需要确定。

1.4 摩擦磨损试验

摩擦磨损试验在 HT-1000 型摩擦磨损试验机上 进行,载荷为 5 N。试验时试样盘转动,转动速度为 224 r/min,配副球固定,配副球为 Φ 5 mm 的 Al₂O₃ 刚玉球(硬度 80 HRC,)做配副球固定。磨痕轨迹 直径为 Φ 10 mm。磨损试验分别在空气和 3.5 % NaCl 水溶液中进行。摩擦因数直接由计算机采集和处理。 试验温度为室温。磨痕失效特征由 SEM 观察分析。 磨损体积采用轮廓仪测量。

2 结果与讨论

2.1 膜层的基本性能

离子辅助磁控溅射制备的 Ti-Mo 多层膜表面 扫描电镜形貌如图 1 所示。可见离子辅助磁控溅射



图 1 Ti-Mo 多层膜表面形貌 Fig.1 Surface micrograph of Ti-Mo multilayer film

制备的 Ti-Mo 多层膜结晶细致,表面致密性较高。 不同调制周期的 Ti-Mo 多层膜剖面形貌如图 2 所示 ([Ti(300)/Mo(300)]₆表示由 300 nm Ti 膜和 300 nm Mo 膜分别叠加 6 层组成的多层膜,其他膜层的表 示方法类似)。可以看到明显地显示出明暗相间的 多层膜特征,膜层之间结合紧密,排列规整,膜层 与膜层之间以及膜层与基体之间结合良好。图 3 为 不同调制周期的 Ti-Mo 多层膜及 TiMo 合金膜的 XRD 图谱。分析表明 Ti-Mo 多层膜中 Mo 膜层主 要以(110)晶面择优生长,此归于稳定的 Mo 体心立 方结构中(110)晶面具有高原子密度和低表面能。随 着调制周期的增大,Mo(110)衍射峰向高角偏移,



(a) $[Ti(300)/Mo(300)]_6$

(b) $[Ti(100)/Mo(100)]_{10}$

(c) $[Ti(30)/Mo(30)]_{35}$

图 2 钛合金表面沉积的不同调制周期的 Ti-Mo 多层膜剖面形貌

Fig.2 Micrograph of cross-section of multilayer films with different periodicity on titanium alloy





Ti(110)衍射峰向低角偏移,且半高宽都变小,表明 Mo和Ti的晶格常数均发生了变化,晶粒尺寸增大。 Mo的晶格常数大于Ti,在多层膜生长过程中存在 晶格错配的外延生长,这种晶格错配必然造成硬度 增大等力学性能的改变^[12-14]。此外,晶面的衍射强 弱的差别也表明了相近厚度的膜层微结构变化可 能导致了膜层原子排列方式的改变,进而影响其性 能。TiMo 合金膜(原子比 1:1)的衍射峰特征与小 调制周期的 Ti-Mo 纳米膜并不完全一致,TiMo 合 金膜的衍射峰产生于 TiMo 合金单相置换固溶体, 而 Ti-Mo 多层膜的衍射峰则是由 Ti、Mo 调制层在 外延生长中分别受到拉、压畸变应力而使对应晶面 的间距相互接近所致。Ti-Mo 多层膜(调制周期 A=10 nm)的衍射峰较 TiMo 合金膜的衍射峰宽化, 说明 Ti-Mo 多层膜的晶粒尺寸较 TiMo 合金膜的晶 粒尺寸更小,这是由于纳米多层膜的多个界面对晶 粒生长的阻碍作用,致使晶粒进一步细化。

图4给出了Ti-Mo多层膜(Λ=200 nm)及TiMo 合金膜膜层元素分布沿层深的变化情况,尽管由于 测试元素含量受设备分析计量误差所限,仍然可以 清楚地显示出多层膜成分随层深的调制变化,而



图 4 Ti-Mo 多层膜(Λ=200nm) (a)及合金膜(b)成分随层 深变化曲线

Fig.4 Element distribution on the cross–section of Ti–Mo multilayer film with periodicity 200 nm (a) and TiMo alloy film (b)

TiMo合金膜中Ti、Mo元素的比例基本保持恒定。 由于Ti和Mo互溶性较好,加之高能离子辅助作用使 Ti-Mo多层膜产生了一定程度上的界面共混,这将 降低多层膜的超硬效应,但对于膜与膜之间的结合 具有增强作用。此外可以看到,膜基界面上形成了 约0.5 μm的膜基元素共混层,这有利于膜层与基材 的结合。

表1给出了调制周期对Ti-Mo多层膜硬度的影响情况。可以看出,Ti-Mo多层膜显著提高了TC4 钛合金基体的表面硬度,Ti-Mo多层膜的硬度不仅 大于单纯Ti沉积层或Mo沉积层的硬度,而且膜层的 硬度随调制周期的减小而增大,在调制周期增大到 20 nm时,硬度达到最大值,即出现了显著的超硬 效应。而当调制周期进一步减小时,多层膜的各个 单层之间形成一定厚度的共混区,其硬度反而有所 下降,与原子比例约为1:1的合金膜硬度相接近。而 TiMo合金膜的硬度与Mo单层膜和调制周期600 nm 的Ti-Mo多层膜相近,即TiMo合金膜不存在明显超 硬度现象。

表 2 为调制周期 60 nm, Ti 层:Mo 层的调制比 对 Ti-Mo 多层膜硬度的影响结果。可见随着 Ti 层:Mo 层调制比的减小,多层膜硬度逐渐增大,其 原因在于 Mo 的硬度较高,伴随多层膜膜层之间产 生超硬性的同时,随 Mo 组元层相对厚度的增大, 多层膜的硬度会进一步提高。

表 1 不同调制周期 Ti-Mo 多层膜与 TC4 合金硬度对比 Table 1 Microhardness of TiMo alloy film, Ti-Mo multilayer films with different periodicity and TC4 substrate

种类	硬度/ HK _{0.245}	与 TC4 合金 硬度对比
TC4 合金基材	360	1:1
Ti 膜	533	1.48:1
Mo 膜	904	2.51 : 1
TiMo 合金膜	960.4	2.67:1
Ti-Mo 多层膜 (Λ=600 nm)	973.8	2.70:1
Ti-Mo 多层膜 (Λ=200 nm)	1146.9	3.19:1
Ti-Mo 多层膜 (Λ=100 nm)	1160	3.22:1
Ti-Mo 多层膜(Λ=60 nm)	1216	3.38:1
Ti-Mo 多层膜 (Λ=20 nm)	1666.6	4.63 : 1
Ti-Mo 多层膜(Λ<20 nm)	996.1	2.77:1

表 2 调制比对 Ti-Mo 多膜层(Λ=60 nm)硬度的影响 Table 2 Effect of modulation ratio on the hardness of Ti-Mo multilayer films

种类	硬度/ HK _{0.245}	与 TC4 合金 硬度对比
TC4 合金基材	360	1:1
Ti 膜	533	1.48:1
Mo 膜	904	2.51:1
Ti-Mo 多层膜(Ti : Mo=2 : 1)	1090	3.03 : 1
Ti-Mo 多层膜(Ti : Mo=1 : 1)	1216	3.38 : 1
Ti-Mo 多层膜(Ti : Mo=1 : 2)	1527	4.24 : 1

划痕法评价膜层结合强度试验结果表明,离 子轰击能够明显改善膜基结合强度。对于调制周 期 100 nm 的 Ti-Mo 多层膜,无辅助离子轰击膜层 结合强度 L_c为 20 N,离子辅助轰击后膜层结合强 度 L_c为 40 N,提高 1 倍。同时 Mo 打底的 Ti-Mo 多层膜结合强度比 Ti 打底的多层膜结合强度提高 约 50 %。原因归于:① 离子束轰击的级联碰撞和 离子束混合效应,使形成的薄膜与衬底间消失了 明显的界面,从而形成过渡层,提高了膜基结合 力;② 离子轰击可溅射掉基体材料表面的污染原 子和氧化物,形成新鲜的活化表面,利于膜层原 子的沉积。

图5为TiMo合金膜及不同调制周期的Ti-Mo 多层膜动态压压疲劳(最大载荷200N,循环1000 次)下的压痕形貌。可以看出,合金膜和不同调 制周期的多层膜破坏以周向和径向混合开裂为特 征。A≤60 nm的Ti-Mo多层膜开裂显著, 而A≥100 nm 的Ti-Mo多层膜疲劳开裂程度显著降低,即其韧性





(b) Λ =20 nm



(d) Λ =100 nm

(e) Λ =200 nm



明显增大,这说明相近厚度,不同调制周期的多 层膜随着调制周期的减小,超硬效应增大,但是 膜层韧性降低,这种现象在他人的研究中也有发 现^[15,16],即所谓金属纳米多层膜塑性变形不稳定 性的尺度效应,原因归于金属纳米多层膜大量的 界面和纳米尺度晶粒使位错萌生、运动和存储受 到强烈约束,界面的协调变形能力降低,从而使 其塑性或韧性下降。

2.2 膜层的耐磨损性能

在空气条件下的干摩擦磨损试验结果表明, Ti-Mo多层膜的耐磨性能与膜层调制周期及调制比 均有一定的关系,变化规律与膜层强韧综合性能 (或硬度和抗疲劳综合性能)相关(图6所示),并 不是膜层硬度愈高,其耐磨性能愈好,当膜层硬度



图 6 Ti-Mo 多层膜与 TiMo 合金膜磨损体积对比

Fig.6 Comparison of wear rate of TiMo alloy film and Ti-Mo multilayer films

过高而韧性较低时,其耐磨性能反而下降,此归于 疲劳磨损机制控制耐磨性能(图7(a))。

在 3.5 %NaCl 水溶液中的腐蚀磨损试验结果表 明,在同样的载荷和磨损行程下,Ti-Mo 多层膜与 TiMo 合金膜的磨损体积损失均比在空气条件下小 (图 6 所示),其主要原因应归于 NaCl 水溶液在 磨损过程中起到了明显的润滑作用(摩擦因数测试 表明,相同条件下,试样在 NaCl 水溶液中的摩擦 因数低于空气中约 30 %),而 TiMo 合金膜和多层 膜具有良好的耐 NaCl 溶液腐蚀性能, NaCl 水溶液 的腐蚀影响作用相对较轻。

另外,在腐蚀溶液中,Ti-Mo多层膜的磨损体 积比TiMo合金膜明显减小,即Ti-Mo多层膜的耐 腐蚀磨损性能优于TiMo合金膜的耐腐蚀磨损性 能。在3.5%NaCl溶液中以刚玉球为配副球时, TiMo合金膜的摩擦因数为0.3~0.45,而Ti-Mo多 层膜的摩擦因数则为0.2~0.25,即Ti-Mo多层膜 比 TiMo 合金膜有更好的减摩性能,这显然有利于 Ti-Mo 多层膜的耐磨性能改善。前面的研究表明, 较大调制周期的 Ti-Mo 多层膜比 TiMo 合金膜有较 高的韧性和承载能力(硬度高),同时 Ti-Mo 多层 膜的界面止裂作用对于膜层抗疲劳磨损也有重要 的贡献。上述因素使得 Ti-Mo 多层膜的耐磨损性能 优于 TiMo 合金膜。

图7是对比了调制周期为200 nm 的Ti-Mo多 层膜和TiMo合金膜的磨损形貌特征。由于调制周 期为200 nm 的Ti-Mo多层膜的膜层强韧综合性能 较好,因而耐磨性能好,膜层失效重要以疲劳脱 层为主,干磨损条件下存在疲劳微裂纹。由于膜 层良好的强韧综合性能和多层膜的界面止裂效应 使得膜层的破坏以小碎片的脱落为特征,并不呈 现大范围脱层现象。而TiMo合金膜硬度较低,韧 性较差,磨损失效以大面积脱层为特征,则耐磨 性能较差。



(a) Ti–Mo multilayer film (in air)

(b) Ti-Mo multilayer film (in 3.5 %NaCl solution)



(c) TiMo alloy film (in air)
图 7 Ti-Mo 多层膜 (Λ=200 nm) 与 TiMo 合金膜磨损典型形貌

Fig.7 Wear scars of TiMo alloy film and Ti-Mo multilayer film with periodicity 200 nm

对比干摩擦和在NaCl水溶液中的腐蚀磨损形 貌可得,无论Ti-Mo多层膜,还是TiMo合金膜, 在NaCl水溶液中的磨损程度明显小于空气中的干 磨损,同时看到腐蚀现象不明显,进而说明NaCl 水溶液主要起到了润滑作用和促进排屑作用,疲劳 磨损和磨粒磨损均得到了缓解。

3 结 论

(1) 制备的 Ti-Mo 多层膜均明显提高了 TC4 钛合金基体的表面硬度,调制周期小于 200 nm 的多 层膜呈现出明显的超硬度现象,调制周期为 20 nm 的多层膜硬度达到最大值。多层膜硬度随 Ti:Mo 调 制比的减小而提高。Mo 过渡层比 Ti 过渡层更能有 效改善膜层的结合强度,离子辅助轰击能明显提高 膜层的结合力。

(2) Ti 与 Mo 原子比为 1:1 的 TiMo 合金膜的 硬度与 Mo 膜或调制周期 600 nm 的 Ti-Mo 多层膜 相近,明显低于调制周期 20~200 nm 的 Ti-Mo 多 层膜,其韧性也明显低于调制周期 60 nm 以上的 Ti-Mo 多层膜。

(3) Ti-Mo 多层膜和 TiMo 合金膜的耐磨性能 与其强韧综合性能密切相关,调制周期 200 nm 的 Ti-Mo 多层膜强韧综合性能好,因而耐磨性能优 良,且优于 TiMo 合金膜。以 Al₂O₃ 刚玉球为配副 进行磨损试验时,Ti-Mo 多层膜和 TiMo 合金膜在 3.5%NaCl 水溶液中的耐磨性能优于空气环境,其 主要原因归于 NaCl 水溶液对膜层的腐蚀作用不显 著,但是却明显起到了液体润滑的作用。

参考文献:

- Bloyce A, Qi P Y, Dong H, et al. Surface modification of titanium alloys for combined improvements in corrosion and wear resistance [J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 107: 125-132.
- [2] Haseeb A S, Celis J P. Fretting wear of metallic multilayer films [J]. Thin Solid Films, 2003, 344: 199-207.
- [3] Zhang W, Xue Q J. Fretting wear characteristics of Ni/Cu multilayers electrodeposited on beryllium bronze substrate [J]. Wear, 1998, 214: 23-23.
- [4] Barshilia H C, Rajam K S. Characterization of Cu/Ni multilayer coatings by nanoindentation and atomic

force microscopy [J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 155: 195-202.

- [5] Zhang Wei, Xue Qunji. Tribological properties of nickel-copper multilayer film on beryllium bronze substrate [J]. Thin Solid Films, 1997, 305: 292-296.
- [6] Wen S P, Zong R L, Zeng F, et al. Nanoindentation and nanoscratch behaviors of Ag/Ni multilayers [J]. Applied Surface Science, 2009, 255: 4558-4562.
- [7] McKeown J, Misra A, Kung H, et al. Microstructures and strength of nanoscale Cu–Ag multilayers [J]. Scripta Maerial. 2002, 46: 593-598.
- [8] 秦 林, 唐 宾, 赵晋香, 等. 钛合金 Ti6Al4V 表面渗 钼层的摩擦磨损性能 [J]. 中国有色金属学报, 2006, 13(3): 570-573.
- [9] 秦 林, 唐 宾, 刘道新, 等. 钛合金 Ti6Al4V 表面 Mo-N 改性层的摩擦性能研究 [J]. 稀有金属材料与 工程, 2005, 34(9): 1465-1468.
- [10] Xu Z, Liu X, Zhang P, et al. Double glow plasma surface alloying and plasma nitriding [J]. Surface & Coatings Technology, 2007, 201: 4822-4825.
- [11] 刘国华, 刘道新, 张晓化, 等. Cu/Ni 多层膜在多冲 与压压载荷下的失效行为 [J]. 中国表面工程, 2009, 22(2): 31-36.
- [12] 李戈扬, 韩增虎, 田家万, 等. W/Mo 纳米多层膜的 界面结构与超硬效应 [J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32(1): 1-4.
- [13] 喻利花,董松涛,董师润,等. AlN/Si₃N₄ 纳米多层 膜的外延生长与力学性能 [J]. 物理学报, 2008, 58(8): 5151-5158.
- [14] 安 健, 张庆瑜. TiN/TaN 多层膜的结构和摩擦学性能 [J]. 摩擦学学报, 2005, 25(1): 7-11.
- [15] Zhang G P, Volkert C A, Schwaiger R, et al. Length–scale–controlleed fatigue mechanisms in thin copper films [J]. Acta Materialia. 2006, 54: 3127-3139.
- [16] 张广平. 纳米金属多层薄膜的塑性变形不稳定性及 疲劳损伤机制 [J]. 中国基础科学, (4):26-27.

作者地址:西安市西北工业大学 398 信箱 710072 Tel: (029) 8849 1479 (刘道新) E-mail: liudaox@nwpu.edu.cn