

铬过渡层位置及金属沉积角度对纳米球刻蚀法制备二维银纳米点阵结构的影响*

孔令琦¹⁾²⁾ 张春婧¹⁾²⁾ 黄胜利²⁾ 朱贤方^{2)3)†}

1) (厦门大学材料学院生物材料系和厦门大学中国-澳大利亚功能纳米材料联合实验室, 厦门 361005)

2) (厦门大学物理系和厦门大学中国-澳大利亚功能纳米材料联合实验室, 厦门 361005)

3) (ARC Centre of Excellence for Functional Nanomaterials, University of Queensland, St Lucia, Brisbane, Queensland 4072, Australia)

(2011年4月30日收到; 2011年6月8日收到修改稿)

利用纳米球刻蚀法制备了二维六角密排三角形银纳米阵列, 通过加入铬过渡层并改变其位置和改变金属沉积角度, 研究它们对点阵结构的影响. 实验发现, 加入铬过渡层所形成的银纳米点阵结构较无铬层有很大改善, 三角形角部更加尖锐, 更能满足传感器对信号检测的要求. 同时, 该过渡层应蒸镀在模板球排列之后, 才能获取更大面积的二维银纳米点阵结构. 在沉积角度对制备二维银纳米点阵的影响的实验中, 基片没有旋转, 采用垂直镀膜方式更容易得到结构完整、结合较牢固、且面积较大、角部尖锐的二维银纳米点阵. 吸收光谱测量进一步验证了铬过渡层对二维银纳米点阵形貌结构的改善作用. 这些为下一步的生物修饰以及生物化学传感器的制备提供了先决条件.

关键词: 纳米球刻蚀, 铬过渡层, 沉积角度, 吸收光谱

PACS: 61.46.Df, 66.30.-h, 68.37.Hk

1 引言

贵金属纳米粒子通常都具有特殊的光学性质^[1], 这使得它们在生物、化学传感器, 表面增强光谱技术以及环境保护^[2,3]等方面具有着广阔的应用前景, 如三角形银纳米粒子可应用于局域表面等离子共振 (localized surface plasmon resonance, LSPR) 传感器^[1]信号的检测. 但是, 单个纳米粒子产生的信号非常微弱, 在应用上通常采取多个粒子的整体效应, 人们相应地提出了许多制备这种纳米粒子的方法, 以及令这些纳米粒子按一定规则排列成二维纳米阵列的方法, 如电子束光刻 (electron-beam lithography, EBL)^[4,5]、影印石版术 (photolithography)^[6]、纳米球刻蚀 (nanosphere lithography, NSL)^[7-9]等. 相比而言, 纳米球刻蚀成本低, 且可以大面积地制备纳米点阵结构.

在纳米球刻蚀中常采用热蒸发沉积形成二维

贵金属纳米点阵结构, 但是由于贵金属与基底往往因成分、晶体结构的不同存在一个界面层, 附着力比较差, 容易脱落, 从而影响了其性能和广泛应用. 为此, 经常在基底上镀一层过渡层^[10]来改善其使用性能. 铬膜作为常使用的一种过渡层, 取得了一定的效果. 但多数文献报道是将铬过渡层直接镀在基底上, 没仔细研究它对后续纳米球自组装的影响, 以及贵金属纳米颗粒微结构的变化.

另一方面, 在热蒸发镀膜过程中, 得到的沉积粒子的大小通常为 10—100 nm^[11,12], 这些粒子在成膜过程中与基底夹角不同, 沉积到基底的速度和方向不同, 进而造成在同样的模板上获得银膜的形貌与结构也不同, 最终将影响所得到的二维纳米点阵结构, 以及它们的 LSPR 特征.

针对以上问题, 本文应用电阻热蒸发的方式进行纳米球刻蚀, 利用聚苯乙烯单层膜作为模板在硅基底上制备二维银纳米点阵. 基片采取随工件盘旋

* 国家科技计划国际科技合作与交流专项 (批准号: 2008DFA51230)、国家重点基础研究发展计划 (973 计划)(批准号: 2007CB936603)、国家自然科学基金 (批准号: 60776007, 11074207) 和教育部高等学校博士学科点专项科研基金 (批准号: 20100121110023) 资助的课题.

† E-mail: zhux@xmu.edu.cn

转和垂直溅射源固定不转两种镀膜方式,研究了沉积角度对制备二维银纳米点阵结构完整性的影响.通过改变所镀铬层的位置,实验发现铬层作过渡膜时会提高银纳米颗粒和硅基片的附着力,它在PS球上更有利于制备结构完整、形状规则的二维银纳米点阵.同时,基片没旋转,采用垂直镀膜方式更容易得到结构完整、结合牢固、且面积较大、角部尖锐的二维银纳米点阵.

2 实验过程

2.1 实验材料

实验中聚苯乙烯单层膜是由购自苏州微纳米生物科技有限公司的聚苯乙烯纳米球 (PS 球, 直径 $360\text{ nm} \pm 10\text{ nm}$) 自组装^[13] 获得; 作为蒸发源, Cr 和 Ag 的纯度均为 99.95%, 购自于苏州丹阳科达镀膜材料有限公司. 衬底为 n- 型硅片, (100) 晶面, 信息产业部电子第 46 所生产. 镀膜采用成都西沃克有限公司生产的 C-Vac ZZ300 型电阻热蒸发镀膜仪, 在真空度为 $5 \times 10^{-4}\text{ Pa}$ 下蒸镀 Cr 和 Ag.

2.2 基片处理

1) 将硅片切成约 $1\text{ cm} \times 1\text{ cm}$ 的小方形, 在丙酮中超声清洗 10 min, 接着在无水乙醇中超声清洗 10 min, 取出后用大量去离子水冲洗, 再用氮气吹干.

2) 将这些硅片放入浓硫酸 (98%) 与双氧水 (30%) 的混合液 (体积比为 3:1) 中, 在 $80\text{ }^\circ\text{C}$ 恒温下加热 1 h, 取出后用大量去离子水冲洗干净并用氮气吹干.

3) 将它们放入去离子水、双氧水 (30%) 和氨水 (28%) 的混合液 (体积比为 5:1:1) 中, 在 $80\text{ }^\circ\text{C}$ 恒温下加热 1 h, 取出用大量去离子水冲洗干净, 并保存在去离子水中 (不超过 3 天), 使用时用氮气吹干.

2.3 纳米球刻蚀

首先将 10 wt% 的 PS 球悬浊液用去离子水稀释到 3 wt%, 然后超声均匀化待用. 实验中硅基片分三组. 图 1(a) 为第一组 (无铬层) 镀膜示意图, 直接利用滴涂法 (drop-coating)^[14] 在硅基片上制备出单层密排的 PS 球模板; 接着, 在做好的 PS 球模板上利用电阻热蒸发方法沉积一层

约 120 nm 厚的银膜 (真空度为 $5.0 \times 10^{-4}\text{ Pa}$, 蒸发电流约 65 A). 图 1(b) 为第二组 (Cr 在底层) 镀膜示意图, 在洁净的硅基片上先用电阻热蒸发方法沉积一层约 10 nm 厚的铬膜 (真空度为 $5.0 \times 10^{-4}\text{ Pa}$, 蒸发电流约 100 A), 再用滴涂法在铬膜上自组装一层 PS 球, 最后在 PS 球上沉积一层约 120 nm 厚的银膜. 图 1(c) 为第三组 (Cr 在中间层) 镀膜示意图, 在硅基片上制备出 PS 球模板后, 在模板上先沉积一层约 10 nm 厚的铬膜, 然后沉积一层约 120 nm 厚的银膜.

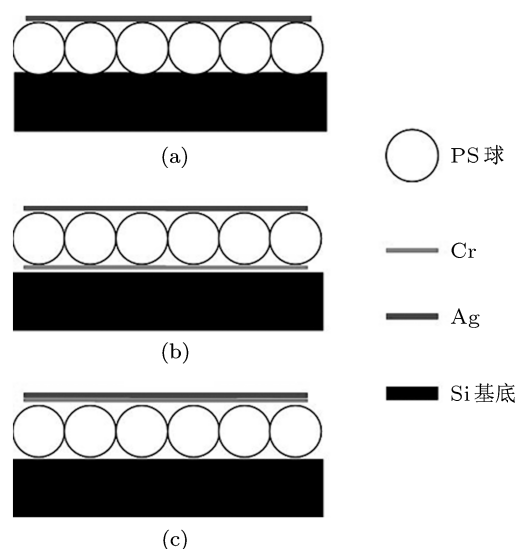


图 1 不同镀膜过程示意图 (a) 无铬膜, PS 球在基底上排列后直接镀银膜; (b) 铬膜在底层, 即先在基底上镀铬膜, 再排列 PS 球, 最后镀银膜; (c) 铬层在中间层, 即先在基底上排列 PS 球, 再镀上铬膜, 最后镀银膜

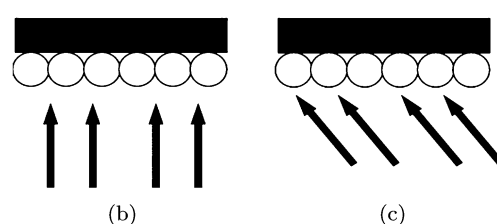
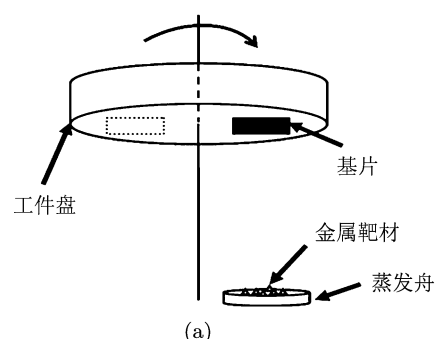


图 2 镀膜仪结构及金属沉积方向示意图 (a) 热蒸发镀膜仪结构示意图; (b) 垂直沉积; (c) 带夹角沉积

以上三组样品薄膜的蒸镀在如图 2(a) 所示的镀膜仪中进行. 在沉积银膜过程中, 每组分别采用基片垂直于蒸发源不动和基片随工件盘转动两种镀膜方式, 其中, 蒸发源与工件盘的垂直距离为 16.0 cm, 到工件盘的中心线距离为 3.7 cm. 图 2(b) 为基片垂直于蒸发源不动镀膜时, 金属粒子的沉积方向与 PS 球间的三角形空隙垂直. 图 2(c) 为基片随工件盘转动的镀膜过程, 工件盘以它的中心线为法线旋转, 转速为 16.5 r/min. 此时, 金属粒子的沉积方向与 PS 球间的三角形空隙存在着夹角, 即蒸发源沉积方向与工件盘轴向的夹角, 该夹角在 0° — 24.8° 之间随时变化 (如图 6(a)).

沉积银膜后的硅基片在乙醇溶液中超声 2—3 s, 移去 PS 球, 得到规则排列的银纳米点阵结构.

2.4 结构表征和光谱测量

实验中应用 Nano-ZS90 粒度 - 电位分析仪测定 PS 球的粒径, 采用 Veeco Dektak 3 台阶仪测量薄

膜的厚度, 利用 LEO-1530 扫描电镜 (SEM) 表征样品的表面形貌和结构, 并利用 Varian Cary 5000 紫外 - 可见 - 红外分光光度计测量样品的吸收光谱.

3 结果与讨论

图 3(a) 为第一组样品所用模板, 即直接在硅基片上利用滴涂法自组装的 PS 球模板. 基片上 PS 球在大部分区域呈单层六角紧密排列, 其密排面积最大可达 $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$, 但在部分区域同时存在着许多空位和位错. 这是因为在 PS 球自组装过程中, 球与球之间相互吸引的毛细管作用力的驱动的影响, 但由于部分区域基片表面不够光滑、或洁净度不够, 或 PS 球直径的不均匀 ($CV = 2.80\%$), 导致滴涂时 PS 球之间表面张力不足以克服基底的摩擦力和球体之间的作用力, PS 球无法相互聚拢, 造成空位和位错的出现, 破坏了 PS 球排列的完整性, 以致后续所镀银纳米结构不完整并出现缺陷.

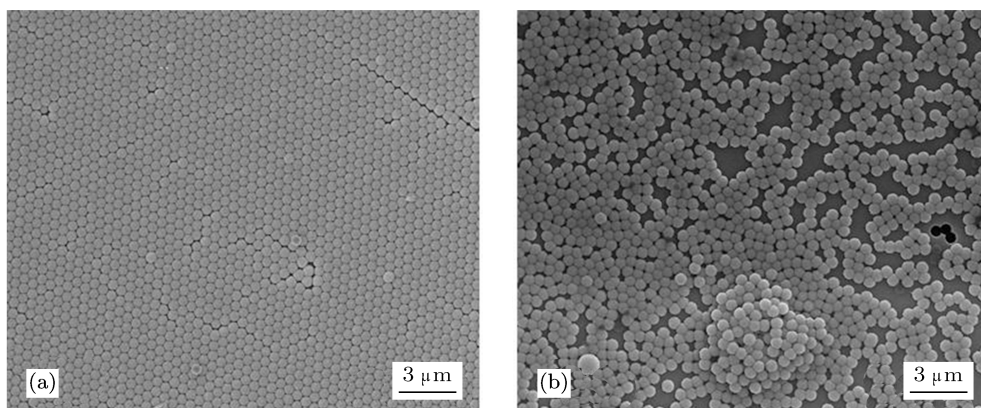


图 3 PS 球模板 SEM 图 (a) 硅基底上直接滴涂形成的 PS 球模板; (b) 硅基底上蒸镀铬膜后排列 PS 球所形成的模板

图 3(b) 对应第二组样品所用模板, 即在硅基片上先镀铬后, 再滴涂 PS 球后自组装的 PS 球模板. PS 球在基片上要么大范围地团聚在一起, 要么零散地分布, 很难找到大面积的单层六角紧密排列的结构. 这是由于所镀的铬膜表面比较粗糙, 高低起伏不平, 不利于 PS 球的均匀分散排列, 所以 PS 球排列比较散乱, 且出现团聚现象, 很难形成完整的单层六角紧密排列结构.

第三组样品 PS 球模板的形貌结构与图 3(a) 类似. 过渡层铬膜的蒸镀在 PS 球模板形成之后, 它不影响 PS 球的自组装过程.

图 4(a), (b) 为没有铬层时, 垂直蒸镀银层, 然后超声去掉 PS 球后硅基片的 SEM 图. 银的六角纳米点阵结构比较完整, 缺陷也比较少, 但是沉积形成的银三角形边缘比较圆滑, 角不够尖锐, 不利于其在传感器上的应用. 这是由于电阻热蒸发形成的沉积粒子能量较小, 但温度较高, 一方面在运动到基底处发生碰撞结合后, 损失大部分动能, 不能进一步向周围扩散, 并且由于同一时间内有较多的沉积粒子到达 PS 球表面及基底表面, 这使得单个的沉积粒子在基底表面没有充足的时间独自运动, 容易与其他沉积粒子发生碰撞并熔合在一起. 随着时间

推移, 银层的温度降低, 系统的能量减少, 在系统由高能状态向低能状态转变的过程中, 银三角形三个角处发生向心收缩以降低能量, 造成角处比较圆滑; 另一方面, 由于沉积粒子温度较高, 在到达 PS 球表面后引起 PS 球向心收缩变形, 并且由于镀银时间较长 (约 50 s), 先前到达 PS 球上的沉积粒子冷却凝固后, 会覆盖部分三角形空隙^[15], 从而造成 PS 球之间空隙逐渐扭曲为圆形孔洞, 后续的沉积粒子进入圆形孔洞沉积, 最终形成角部圆滑的银纳米三

角形六角点阵.

图 4(c), (d) 为垂直蒸镀铬层后排列 PS 球, 接着在 PS 球上垂直蒸镀银层, 然后超声去掉 PS 球后硅基片的 SEM 图. 留在基片上的银除了零散的点和不规则的片状外, 几乎没有紧密排列的六角点阵结构, 这是由于铬层首先镀在硅基底上, 铬层表面比较粗糙, 摩擦力增大, PS 球难以形成较规则完整的六角排列结构 (见图 3(b)), 所镀银无法形成六角紧密排列.

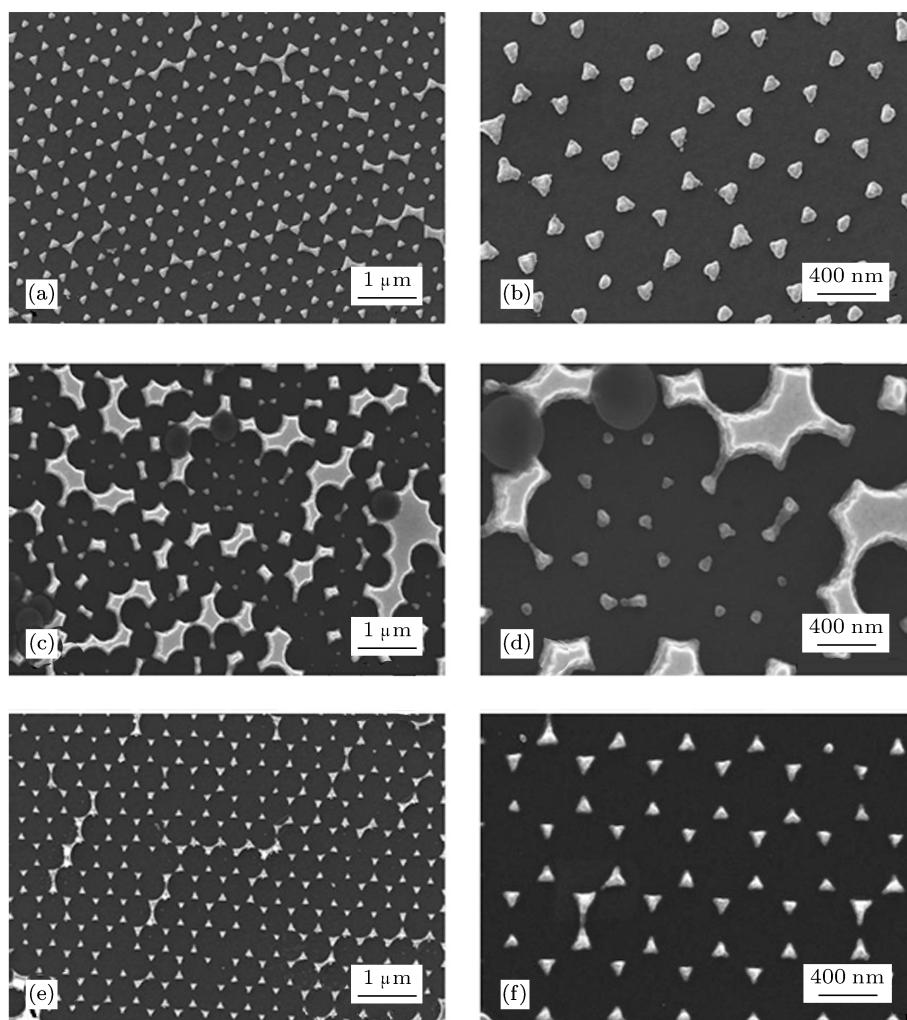


图 4 基片无旋转, 垂直镀膜时铬膜在不同位置产生的银纳米点阵形貌 (a), (b) 无铬层, 银纳米点阵不同放大倍数的 SEM 图片; (c), (d) 铬在底层, 银纳米点阵不同放大倍数的 SEM 图片; (e), (f) 铬在中间层, 银纳米点阵不同放大倍数的 SEM 图片

图 4(e), (f) 为铬在中间层, 即硅基片上先排列 PS 球模板, 然后垂直蒸镀铬后再垂直蒸镀银基片的 SEM 图. 银纳米阵点的三角形形状更加完整, 角比较尖锐, 六角排列点阵结构较均匀, 缺陷少, 面积大. 因为在首先进行的镀铬过程中, 由于铬原子

与硅之间的键合力要大, 它易于氧化, 与硅表面形成化学键, 同时 Cr 与 Ag 互扩散, 结合良好, 增强了银膜与基底之间的附着力^[16]. 且根据铬硅相图^[17], Cr 与 Si 在 1610 °C 左右可以形成化合物 CrSi₂. Cr 的熔点是 2180 °C 左右, 当高温的铬蒸发粒子到达

硅基底后, 迅速与基底反应, 生成 CrSi_2 , CrSi 能很好地铺展在基底上, 后续的铬沉积粒子到达后直接附着在成型的铬 Si_2 上形成具有比较尖锐的铬三角形形貌. 由于蒸镀时间短, 铬膜稀薄, 镀铬过程对三角形空隙的覆盖作用很小, 再进行镀银时, 银沉积粒子进入空隙与铬结合, 两种金属以金属键结合, 因此 Ag 在铬层上很好地扩散铺展开, 形成三个角都比较尖锐的银纳米三角形, 进一步构成结构完整的六角纳米点阵.

为了研究基片转动引起的沉积角度变化对纳米点阵的影响, 实验进一步采用基片随工件盘转动的方式镀膜. 图 5 为在基片随工件盘转动的条件下三组硅基片镀银膜后的 SEM 图片. 图 5(a), (b) 对应第一组样品, 基片上仍有大面积的六角排列的

点阵图形, 但点阵颗粒没有规则的几何图形, 且在每个点阵颗粒的周围都分布着许多细小的金属粒子. 图 5(c), (d) 对应第二组样品, 基片上只能观察到几个比较完整的六角排列的点阵图形, 在这点阵颗粒的周围同样分布着许多细小的金属粒子, 它们明显具有三角形特征. 与图 4(c), (d) 类似, 这有限面积的六角排列的点阵图形同样源于铬膜的作用导致 PS 球无法靠毛细管作用力的驱动形成紧密排列. 图 5(e), (f) 对应第三组样品, 基片上存在大面积的六角排列的三角形银纳米点阵, 结构显得更完整, 但与图 4(e), (f) 相比, 该样品三角形的三个角部都比较圆滑, 纳米点阵中的银颗粒分散, 没有紧密堆积的趋势.

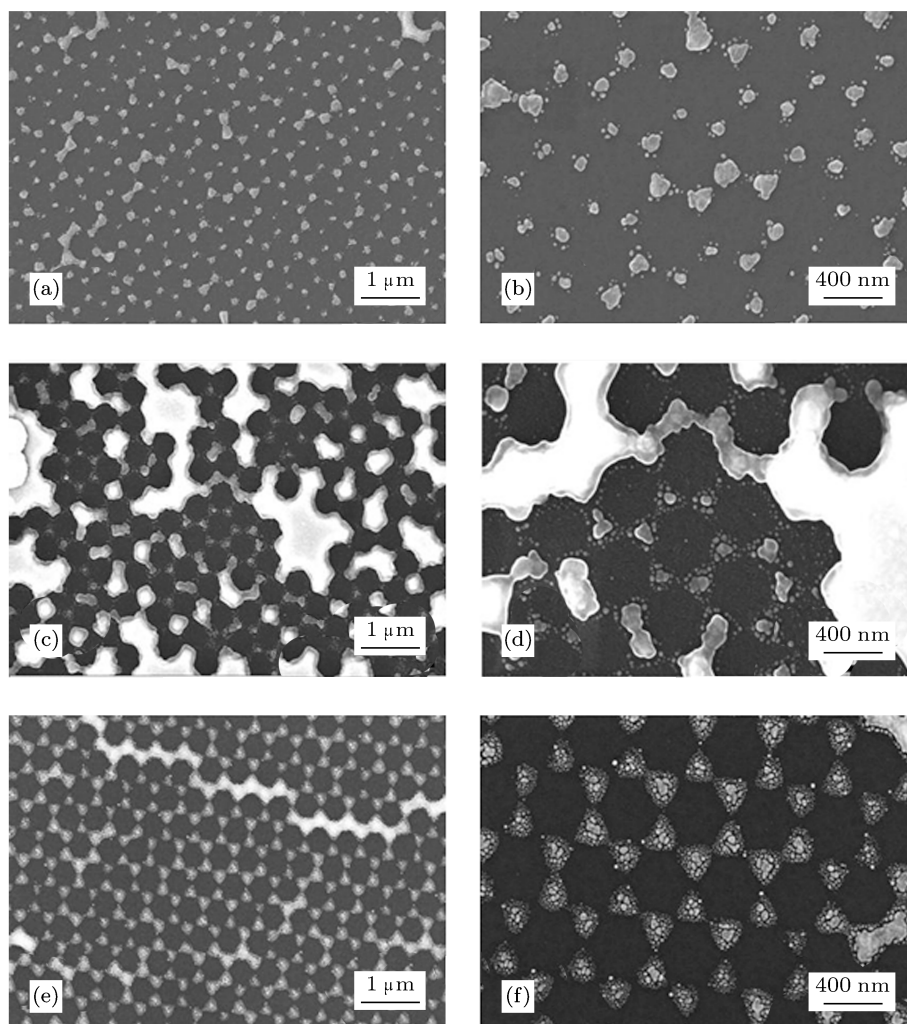


图 5 基片旋转, 有夹角镀膜时铬层不同位置所得的银纳米点阵形貌 (a), (b) 无铬层, 银纳米点阵不同放大倍数的 SEM 图片; (c), (d) 铬在底层, 银纳米点阵不同放大倍数的 SEM 图片; (e), (f) 铬在中间层, 银纳米点阵不同放大倍数的 SEM 图片

以上结构特征与基片旋转时金属粒子的沉积角度、以及粒子到达基片的先后顺序密切相关. 图 6(a) 为基片旋转时, 在一个旋转周期内金属沉积方向与基片轴向的夹角示意图. 随着旋转, 沉积粒子会在 0° — 24.8° 的角度内进入到三角形空隙区域. 图 6(b) 为一个旋转周期内沉积粒子到达基片的先后顺序. 沉积粒子首先进入 (1) 区域, 它们接触到基片后能量降低, 聚集到一起, 金属凝固. 随着基片转动, 沉积粒子依次进入 (2),(3) 区域, 由于转动的作用, 新的沉积粒子会向着远离先前沉积粒子方向

运动, 造成金属无法结合到一块; 同时当基片运动到远离蒸发源的位置时, 温度较低, 沉积粒子凝固, 后续到达的沉积粒子附着在上面, 不易发生扩散, 很难将先前形成的独立金属颗粒连接起来, 只能堆积成单个独立的大金属颗粒. 这样很多独立的金属沉积粒子无法融合在一起, 而是各自在更小的区域范围内形成凝固颗粒, 最终形成很多分散细碎的金属纳米颗粒. 因此, 相对而言, 基片垂直溅射源固定不转镀膜时更容易获得结构完整、结合较牢固、且面积较大、角部尖锐的二维银纳米点阵.

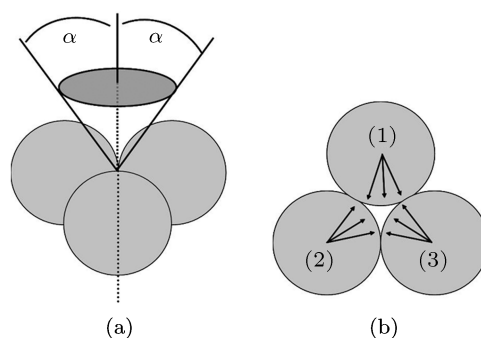


图 6 基片旋转, 有夹角镀膜示意图 (a) 一个旋转周期内金属沉积方向与基片轴向的夹角示意图; (b) 一个旋转周期内金属沉积粒子到达基片的先后顺序

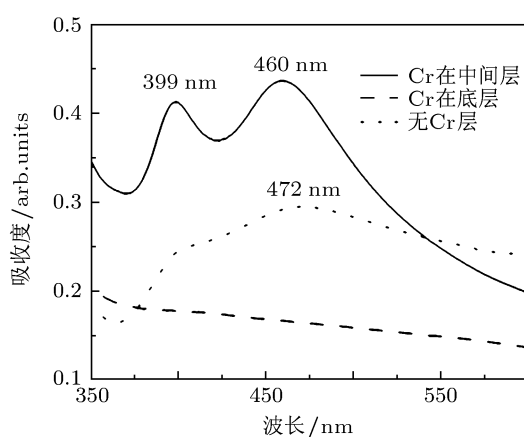


图 7 基片无旋转条件下三组银纳米颗粒阵列的吸收光谱

为进一步研究铬过渡层对纳米金属阵列结构的影响, 我们应用 Varian Cary 5000 紫外 - 可见 - 红外分光光度计测量其光学性能. 由于无旋转条件下得到的纳米阵列结构较有旋转更加完整, 我们选择无旋转条件下的三组样品测量其吸收光谱, 如图 7 所示. 当 Cr 作为中间层时, 可以看出在 399 nm 和 460 nm 处出现两个明显的吸收峰. 399 nm 的吸收峰对应三角形银纳米颗粒面外偶极矩共振峰, 460 nm 的吸收峰对应三角形银纳米颗粒面内

四极矩共振峰^[18]. 当没有 Cr 作为过渡层时, Ag 特征共振峰的半高宽变大, 399 nm 的吸收峰变弱, 且 460 nm 吸收峰红移到 472 nm. 原因是: 一方面, 无铬层样品的银纳米颗粒尺寸变大, 纳米颗粒粒径分布均匀性差, 造成半高宽变宽; 另一方面, 当颗粒尺寸变大时, 因颗粒中处于不同位置的电子所承受的激发光的相位有所差异, 导致外电场在整个颗粒上分布不再均匀, 此时 Ag 颗粒可表现出四极子或八极子等高级模式的等离子体共振, 从而导致峰位发生红移, 且半高宽增大. 当 Cr 在底层时, 由于表面结构很不完整, 很难出现较大范围的三角形纳米点阵, 所以没有出现吸收峰. 由此可见, Cr 在中间层能较好地改善三角形纳米颗粒的粒径分布, 使三角形结构形貌更加完整, 吸收光谱更加对称和明显.

4 结论

在使用纳米球刻蚀法制备二维银纳米点阵的过程中, 铬过渡层蒸镀在 PS 球模板上的不同位置, 得到了不同形貌的二维银纳米点阵结构. 与没有铬过渡层相比, 铬过渡层可增加银与基底的结合力.

其中, 铬过渡层位于 PS 球上, 然后沉积银膜, 更有利于银与基底的结合, 且得到形貌较完整、密排面积更大的二维银纳米点阵结构. 同时沉积角度不同会产生不同形貌结构的二维银纳米点阵. 扫描电镜

实验和紫外 - 可见吸收光谱表明, 垂直蒸发源沉积, 制备出的二维银纳米点阵形貌更加完整, 三角形角部更加尖锐, 结构缺陷较少, 且吸收光谱更加对称和明显.

- [1] Link S, El-Sayed M A 1999 *J. Phys. Chem. B* **103** 8410
- [2] Haes A J, Zou S, Schatz G C, van Duyne R P 2003 *SPIE* **5221** 47
- [3] Haes A J, Chang L, Klein W L, van Duyne R P 2005 *J. Am. Chem. Soc.* **127** 2264
- [4] Barbillon G, Bijeon J L, Plain J, Lamy de la Chapelle M, Adam P M, Royer P 2007 *Surf. Sci.* **601** 5057
- [5] DeRose G A, Zhu L, Poon J K S, Yariv A, Scherer A 2008 *Microelectron. Eng.* **85** 758
- [6] Wallraff G M, Hinsberg W D 1999 *Chem. Rev.* **99** 1801
- [7] Jeong G H, Park J K, Lee K K, Jiang J H, Lee C H, Kang H B, Ynag C W, Suh S J 2010 *Microelectron. Eng.* **87** 51
- [8] Canpean V, Astilean S, Petrisor J T, Gabor M, Ciascai I 2009 *Mater. Lett.* **63** 1834
- [9] Malinsky M D, Kelly K L, Schatz G C, van Duyne R P 2001 *J. Am. Chem. Soc.* **123** 1471
- [10] Tan T Y, Huang J B, Zhan M Q, Shao J D, Fan Z X 2006 *Chin. J. Lasers* **33** 242 (in Chinese) [谭天亚, 黄建兵, 占美琼, 邵建达, 范正修 2006 中国激光 **33** 242]
- [11] Xu X K, Tang Z S, Fan Z X, Shao J D 2004 *Opt. Eng.* **43** 971
- [12] Zhang S L, Xie J P, Fang Y J, Jin J S, Ye G X 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 5452 (in Chinese) [章盛林, 谢建平, 方轶君, 金进生, 叶高翔 2007 物理学报 **56** 5452]
- [13] Li W, Xu L, Sun P, Zhao W M, Huang X F, Xu J, Chen K J 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 4242 (in Chinese) [李卫, 徐岭, 孙萍, 赵伟明, 黄信凡, 徐俊, 陈坤基 2007 物理学报 **56** 4242]
- [14] Hulteen J C, Treichel D A, Smith M T, Duval M L, Jensen T R, van Duyne R P 1999 *J. Phys. Chem. B* **103** 3854
- [15] Adam K, Witold K, Hanna G, Michael G 2005 *Small* **4** 439
- [16] Sun X L, Shao J D 2006 *Chin. J. Lasers* **33** 1680 (in Chinese) [孙喜莲, 邵建达 2006 中国激光 **33** 1680]
- [17] [http://www.crct.polymtl.ca/fact/phase_diagram.php?file=Cr-Si.jpg](http://www.crct.polymtl.ca/fact/phase_diagram.php?file=Cr-Si.jpg&dir=SGTE) &dir=SGTE, 2011 年 4 月
- [18] Jin C R, Cao Y W, Mirkin C A, Kelly K L, Schatz G C, Zheng J G 2001 *Science* **294** 1901

Effect of Cr position and metal deposition direction on two-dimensional Ag nanoparticle array structure during nanosphere lithography*

Kong Ling-Qi¹⁾²⁾ Zhang Chun-Jing¹⁾²⁾ Huang Sheng-Li²⁾ Zhu Xian-Fang^{2)3)†}

1 (Department of Biomaterials, College of Material and China-Australia Joint Laboratory for Functional Nanomaterials, Xiamen University, Xiamen 361005, China)

2 (Department of Physics, Xiamen University and China-Australia Joint Laboratory for Functional Nanomaterials, Xiamen University, Xiamen 361005, China)

3 (ARC Centre of Excellence for Functional Nanomaterials, University of Queensland, St Lucia, Brisbane, Queensland 4072, Australia)

(Received 30 April 2011; revised manuscript received 8 June 2011)

Abstract

Ag nanoparticles with two-dimensional (2D) array structure are fabricated via nanosphere lithography. The influences of Cr interlayer position and metal deposition direction on array structure are systematically studied. It is found that the structure of the 2D Ag nanoparticle array with Cr interlayer is better than that without interlayers. When the Cr interlayer is deposited on the PS mask, the tips of the acquired triangle nanoparticles are much sharper, and the area of the nanoparticle array is much larger than that in the other case. Moreover, the achieved nanoparticle array has a better uniformity and compactness in structure, and a higher binding ability to the substrate when Cr and Ag deposition direction are perpendicular to the surface of the substrate. Further absorption spectrum experiment proves the improvement of the structure and feature of the 2D Ag nanoparticle array. All these results are very crucial to the future modification and fabrication of biochemical sensors with the 2D Ag nanoparticle array.

Keywords: nanosphere lithography, Cr interlayer, deposition direction, absorption spectrum

PACS: 61.46.Df, 66.30.-h, 68.37.Hk

* Project supported by the China-MOST International Sci & Tech Cooperation and Exchange Project (Grant No. 2008DFA51230), the National Basic Research Program of China (Grant No. 2007CB936603), the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 60776007, 11074207), and the Specialized Research Fund for the Doctoral Program of Higher Education from Ministry of Education of China (Grant No. 20100121110023).

† E-mail: zhux@xmu.edu.cn