

溅射理论在定向原子层刻蚀中的应用

等 离子体辅助原子层刻蚀 (ALE) 最近已被引入到 10nm 逻辑器件的制造中。这种实现方式的 ALE 被称为定向 ALE, 其得名于在去除步骤中, 离子将动量定向传递到刻蚀表面。等离子体辅助定向 ALE 可被描述为在未改性材料的表面上溅射一层薄的改性层。在本文中, 作者提出一种基于溅射理论的碰撞传递蒙特卡罗模型, 溅射理论已经发展了 50 多年 [P. Sigmund, Thin Solid Films 520, 6031 (2012)]。为了测试该方法的有效性, 作者将计算出的硅和氯化硅近阈值氩离子的溅射率与已发表的实验数据进行了比较。针对钽的 Cl_2/Ar ALE, 计算得出的 ALE 曲线与实验吻合得很好。利用该模型预测了一些显著的溅射效应的存在, 例如离子质量和撞击角度依赖性, 以及定向 ALE 中的再沉积。最后, 对于 Cl_2/Ar ALE 的离子能量高于钽的溅射阈值的情况, 作者研究了协同效应的时间依赖性。计算表明, 在短时间内可以获得接近 100% 的协同效应, 这为加速定向 ALE 开辟了道路。对所有工艺参数与时间的关系进行非常精确的控制, 是实现该工艺的先决条件。

1. 引言

对材料进行传统的反应离子刻蚀 (RIE) 时, 化学反应性和惰性离子及中性物质流会同时撞击待刻蚀的表面²。离子和化学反应中性物质的这种组合对材料的刻蚀速度比单个组分的刻蚀速度的总和要快。Coburn 和 Winters^{2,3} 对这种离子 / 中性物质协同效应导致刻蚀速率提高的现象进

行了量化研究。在 RIE 中, 刻蚀速率部分取决于离子和中性物质的通量。

原子层刻蚀 (ALE) 是一种循环式工艺, 先进行表面激化步骤, 接着是去除激化层的步骤, 其中至少一个步骤是自限性的⁴。等离子体的 ALE 工艺展现出与 RIE 相同的离子 - 中性物质协同效应, 但由于中性物质 (表面改性步骤) 和离子通量 (去除步骤) 分离为自限性步骤, 去除量不依赖于通量⁴。通量无关性赋予了 ALE 最重要的特性: 所有长度尺度上的固有均匀性——无论硅片、结构 [依赖深宽比的刻蚀 (ARDE)] 还是原子尺度 (表面平滑度)。与传统等离子体刻蚀相比, ALE 中的步骤划分还能提供一个研究基本刻蚀机制的简化系统。最近发现, 根据与衬底 - 反应物组合相关的能量势垒, 例如化学改性和不改性的块状材料的表面结合能, 可以预测 ALE 的工艺范围⁵。

在理想的定向 ALE 工艺中, 表面改性步骤不会从表面去除材料, 而是仅将表面改性到一定深度, 该深度由材料和反应物的性质决定。为使 ALE 工艺起作用, 所得到的改性层应具有比块状材料更低的表面结合能。随后的去

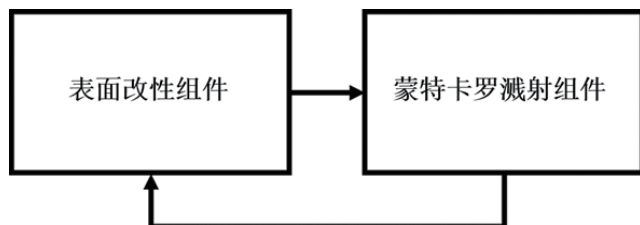


图 1. 等离子体辅助定向 ALE 模型的组件。

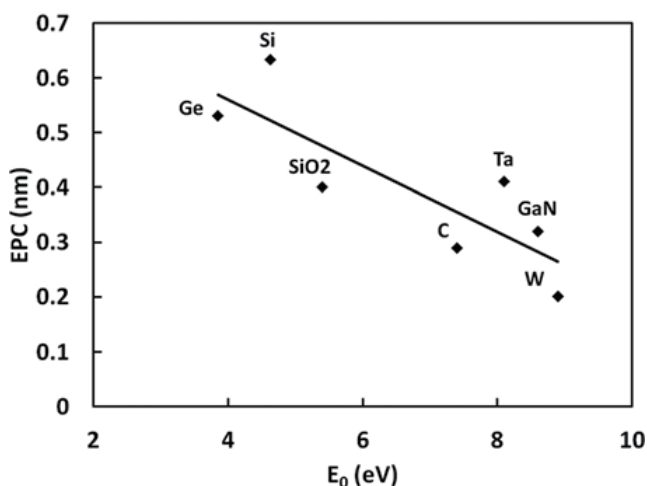


图 2. 材料表面结合能 E_0 与表面改性组件中使用的自限改性深度之间的经验相关性 [经准许, 改编自 Kanarik 等人的文章, J.Vac.Sci.Technol., A 35, 05C302 (2017)。版权所有 2017, 美国真空协会。]

作者: Ivan L. Berry, Keren J. Kanarik, Thorsten Lill, Samantha Tan, Vahid Vahedi, Richard A. Gottscho; Lam Research Corporation

注: 在美国真空协会的许可下, 本文翻译并转发自 Journal of Vacuum Science & Technology A 36, 01B105 (2017) <https://doi.org/10.1116/1.5003393> (2017 年 9 月 5 日接收; 2017 年 11 月 22 日接受; 2017 年 12 月 15 日发表)

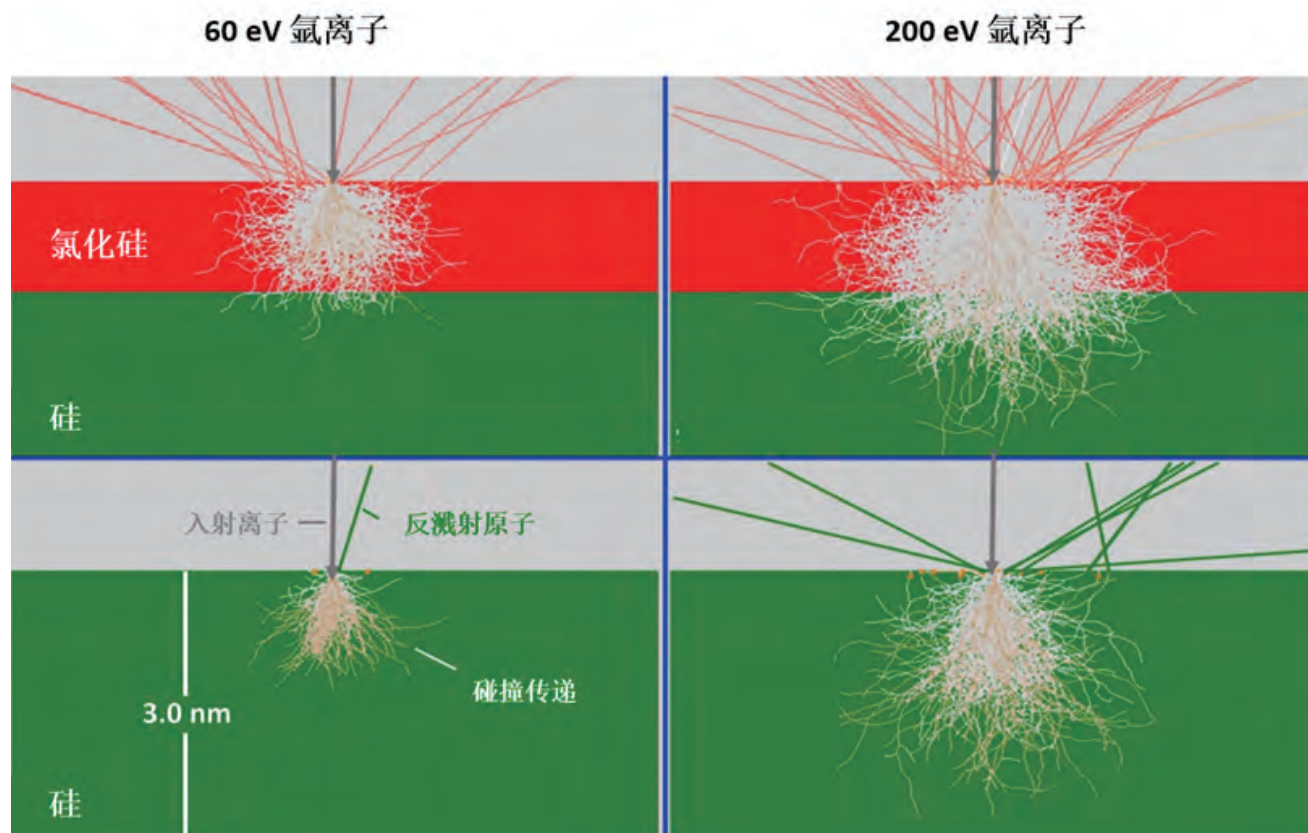


图 3. (线上为彩色) 100 个入射氩离子及硅衬底和表面氯化硅中的相应碰撞传递。仿真的氩离子能量为 60eV 和 200eV。氯化深度为 1.0nm。

除步骤采用惰性气体等离子体来溅射改性层。原则上，此步骤是具有自限性的，因为与块状材料相比，低的表面结合能会降低改性层的溅射阈值能量。

这些考虑使研究人员认识到，应该可以通过碰撞传递溅射理论对去除步骤进行建模，类似于离子束刻蚀和离子注入模型中使用的方法。

图 1 显示了定向 ALE 模型的组件，包括表面改性组件和蒙特卡罗溅射组件。本文重点关注溅射组件，并假设改性材料层是均匀的。如果在表面改性步骤中去除一些材料，则该步骤还应包括刻蚀部件。

II. 模型描述

A. 表面改性组件

改性深度是此组件的主要参数。该参数可以通过“第一性原理计算 (ab initio)”方法建模，例如根据密度泛函理论，或者利用 SIMS 等分析深度轮廓技术进行实验测量。本文使用每周周期刻蚀 (EPC) 与未改性材料的表面结合能 E_0 之间的经验相关性，该相

关性由 Kanarik 等人报告⁵。Kanakrik 等人还发展了 ALE 协同效应的概念，本文第 III E 部分进一步发展了这一概

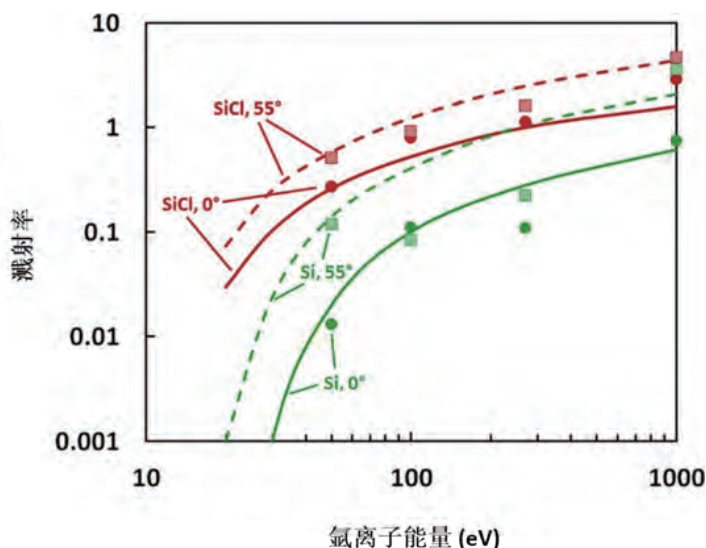


图 4. (线上为彩色) 硅和氯化硅表面的氩离子溅射率的计算和实验结果。虚线和散列数据点表示离子入射角为 55° (相对于表面法线)。实线和完整数据点表示入射角为 0°。经准许，数据点改编自 Oostra 等人的文章，Appl.Phys.Lett.50, 1506 (1987)。版权所有 1987, AIP Publishing。

念。如果 ALE 工艺协同效应很高，则 EPC 等于改性的自限深度。所得的自限改性深度与未改性材料的结合能 E_0 的相关性如图 2 所示。

此组件的另一个重要参数是所得改性表面的表面结合能。正如 Sigmund⁶ 和 Robinson⁷ 所讨论的，溅射的有效表面结合能与升华热并无实质区别。幸运的是，很多受关注的系统的升华热已经经过很多研究。模型中改性层的表面结合能与参考文献 5 中的解吸势垒 E_{des} 同义。下文将使用术语“解吸势垒”(E_{des}) 以保持一致性。

改性层的化学配比和密度也是该组件的输入。本文假设改性层的化学配比和密度与未改性层相同，而表面结合能 E_{des} 是从改性层的整体性质得出。例如，用氯自由基对硅改性时，使用 SiCl_4 升华热的整体性质。

如果改性步骤不是自限性的，则表面改性组件应模拟该刻蚀部件。在最简单的情况下，这可以是各向同性去除某一厚度，该厚度可以在无图形硅片上通过实验测定。为了优化 ALE，应尽可能使各向同性刻蚀量最小化。因此，本文报告的计算中不包括改性期间的刻蚀。

B. 去除组件

材料去除是在碰撞传递的蜂窝式 2½D 蒙特卡罗仿真中根据单个离子撞击计算的。离子、原子轨迹、再沉积轨

迹和整个碰撞传递是 3D，而物理结构是 2D。对于原子间势能以及核与电子能量损失，我们使用蒙特卡罗方法以及 Biersack 和 Haggmark 的拟合公式⁸。模型的输入使用惰性气体等离子体的常规参数，例如离子种类、离子能量、离子角色散，以及关于衬底的信息，例如化学配比、密度、改性层的表面结合能 E_{des} 和未改性层的表面结合能 E_0 。

复合材料（化学改性表面层中会存在）的仿真/建模非常复杂^{1,9}。为了精确仿真，应考虑化学键合、离子混合和化学配比变化（如离子偏析）等效应，人们对化学改性材料的结构知之甚少。本文假设改性层的建模是单一元素非晶材料，其表面结合能是表面改性的复合材料的升华热。虽然这是一种简化，但结果与测量数据非常接近（示例参见第 III 部分图 4 和图 6）。

在碰撞传递中，如果动量被赋予一个表面原子，且能量大于表面结合能，则该原子可能会从表面弹出，具体取决于动量矢量的方向。该原子可能会从表面逸出，或与另一个表面原子碰撞，进而被后者粘住或反弹。在这种情况下，溅射原子或分子的再沉积系数 (C_r) 是三维结构 ALE 仿真的一个重要参数。（注意：我们使用 C_r 作为再沉积系数，而不是更常用的粘着系数 S 。这是为了区别后面要讨论的协同效应 S_c 。）

因为 E_{des} 低于 E_0 ，所以在较低离子能量时就达到了改性材料的溅射阈值。当能量高于两种材料的溅射阈值时，改性材料的溅射率更高。图 3 说明了这种情况，其中的直线代表弹出原子的轨迹。图中还显示了改性层和块状材料中的碰撞传递。

100 个氩离子以 60eV 能量（略高于硅的大约 50eV 射门槛值）撞击表面时，仅有 1 个硅原子从硅表面弹出，而氯化硅表面则有 17 个硅原子弹出。能量为 200eV 时，硅表面有 7 个原子弹出，而氯化硅表面有 39 个原子弹出。正如所料，当氩离子能量从 60eV 提高到 200eV 时，从改性层和硅层溅射出的硅原子之比降低。（注意：为了阐明碰撞传递，图中显示了 100 个离子。要实现对比射率和溅射率之比的定量研究，需要仿真 100,000 个或更多的离子。仅使用 100 个入射离子会在溅射率计算中引起明显噪声。）

当能量低于硅的溅射门槛值而高于改性层

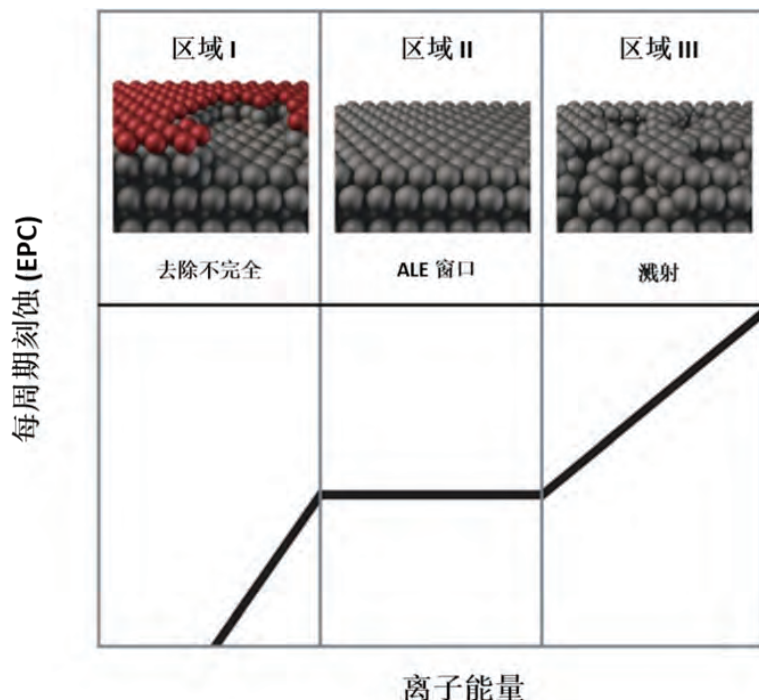


图 5. (线上为彩色) ALE 能量窗口示意图。在区域 I 中，改性层未完全去除。在区域 III 中，改性层全都被去除，还有一些未改性层也被去除。在区域 II 中，仅去除改性层，ALE 协同效应为 100%。

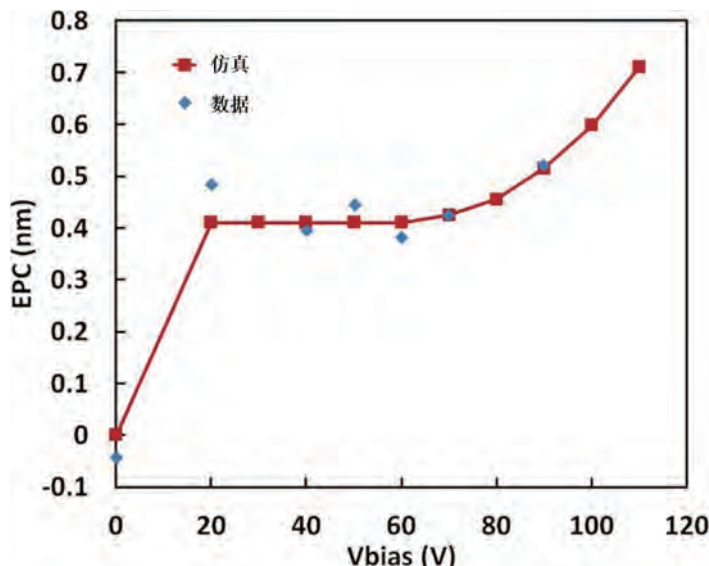


图 6. (线上为彩色) 钽的 Cl_2/Ar ALE 的计算和测量所得 ALE 能量区域。

的溅射阈值时, 溅射率之比将是无限大; 如果改性步骤没有去除任何材料, ALE 工艺可以表现出 100% 的协同效应⁵。注意, 改性层的去除率总是显著高于未改性层的去除率。这意味着在一定时间窗口内, 即使离子能量远高于溅射阈值, 也可以实现很高的协同效应。随着去除步骤时间的延长, 更多的硅会被去除, ALE 协同效应减弱。我们稍后将回到这个话题, 并分析高于块状材料溅射阈值工艺的 ALE 协同效应的时间依赖性。

III. 结果

A. 溅射率

对该模型的第一个测试是将计算得出的溅射率与已发表的实验数据进行比较。Oostra 等人¹⁰ 测量了硅和氯化硅在两种接近溅射阈值的不同氩离子能量和两个不同入射角下的有效溅射率。图 4 显示了两个不同入射角的计算与实验数据的对比。模型使用的氯化硅表面结合能 $E_{\text{des}} = 0.3 \text{ eV}$, 硅结合能 $E_0 = 4.6 \text{ eV}$ 。这些结合能对应于已发表的蒸发热: SiCl_4 为 28.7 kJ/mol , 硅为 359 kJ/mol ^{11,12}。

图 4 显示了我们的计算与参考文献 10 中的实验结果的对比。数据点是通过溅射硅和用氯掺杂的硅而获得的。图中再现了如下趋势: 氯化硅的溅射率高于硅的溅射率; 撞击角越大, 则溅射率越大。总的来说, 考虑到模型中没有可调参数, 实验和建模结果吻合得很好。硅的 55° 撞击的差异似乎与 100 eV 和 300 eV 的实验数据点不符合整体趋势的情况有关。

B. ALE 区域

理想 ALE 区域的概念对于开发和理解 ALE 工艺非常有用, 在原子层沉积中也有类似的概念⁴。这种区域的存在已经通过以下实验证明: 定向 Cl_2/Ar ALE 对硅^{13,14}, 以及对锗、碳和氮化镓⁵。理想 ALE 区域的概念如图 5 所示。对于定向 ALE, 理想区域是指这样一个离子能量范围: 改性表面材料被完全去除, 而未改性材料完好无损。能量低于 ALE 区域下限时, 改性层去除不完全; 能量高于上限时, 会溅射到块状材料, 影响去除步骤的自限性。Y 轴表示“每周周期刻蚀”或 EPC 参数。它是每个 ALE 周期中去除的材料量; 当协同效应为 100% 时, 它约等于改性层的深度 (区域 II)。

对于等离子体辅助定向 ALE, ALE 区域的存在要归因于 E_{des} 和 E_0 之间的差异以及相应的溅射阈值⁵。在以下条件下, 预计会存在很宽的 ALE 区域: (1) 改性材料的解吸势垒 E_{des} 很低, (2) 未改性材料具有大得多的表面结合能 E_0 , (3) 此外, 改性材料的结合能足够高, 可防

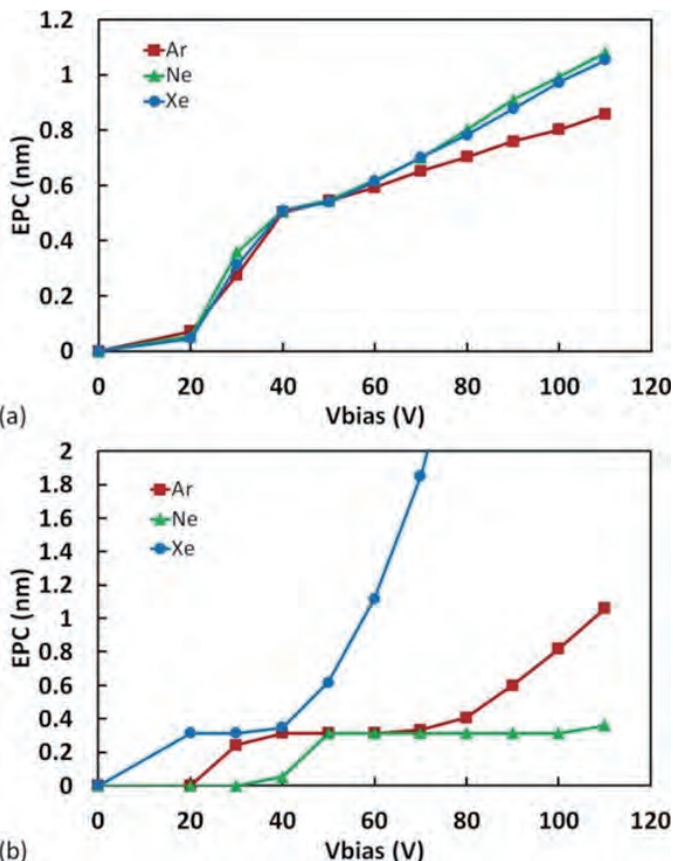


图 7. (线上为彩色) 仿真得出 ALE 区域: (a) 钽的 Ne、Ar、Xe ALE, 用溴对表面改性; (b) 钨的 Ne、Ar、Xe ALE, 用氯对表面改性。

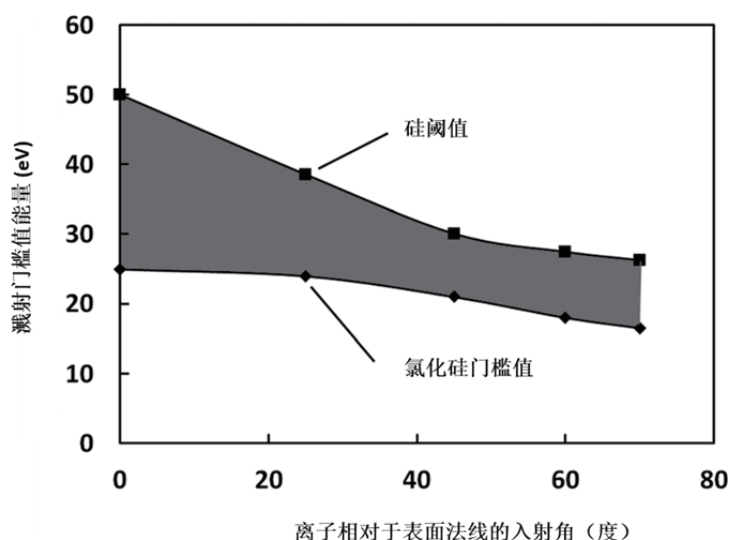


图8. 针对硅的 Cl_2/Ar ALE，计算得出的ALE区域与离子入射角的关系。

止热解吸。改性材料的沸点可用作估计系统对热刻蚀倾向的指标。Kanarik 等人提出，难熔金属应该适合定向ALE，只要能找到合适的表面改性反应物⁵。我们选择钽的 Cl_2/Ar ALE 作为系统来测试 ALE 区域能否纯粹基于蒙特卡罗碰撞传递模型来建模，使用的结合能为 Ta ($E_0 = 8.1 \text{ eV}$) 和 TaCl_5 ($E_{\text{des}} = 0.64 \text{ eV}$ ，来自参考文献 15)。图 6 显示模型预测与实验符合得很好。

由于基于溅射的模型在溅射率和 ALE 曲线方面与实验结果相当吻合，我们可以尝试利用该模型来深入了解定向ALE的其他特性。去除步骤中通常使用氩气，但如果知道其他惰性气体能否提供更宽的 ALE 窗口，将会很有用。根据动量转移的物理学知识，溅射率与离子质量相关，特别是对于高原子质量的材料。为了研究定向ALE的意义，我们计算了两种原子质量差异明显的元素（钛和钨）的 ALE 曲线。我们模拟了钨的氯 / 惰性气体 ALE 和钛的

溴 / 惰性气体 ALE 假想工艺，因为 WCl_6 和 TiBr_4 的沸点和表面结合能均很低。结果如图 7 所示。对于钛的假想 ALE 工艺（表面用溴改性），去除步骤中离子的质量不会显著改变 ALE 曲线。钨的行为形成鲜明对比。钨的 Cl_2/Xe ALE 的 ALE 区域相对较小，为 20eV，从 20eV 开始。然而，钨的 Cl_2/Ne ALE 的窗口则有 50eV，从 50eV 开始。根据结果，氩应是更适合钨 ALE 的气体。验证这些预测的实验正在进行当中。

C. 角度依赖性

到目前为止，我们忽略了去除步骤中离子的撞击角度。然而，当刻蚀真实结构时，撞击角度并不总是垂直于表面。众所周知，碰撞传递意味着溅射阈值与离子相对于表面法线的入射角度有关¹⁶。大多数系统的阈值能量随着相对于表面法线的入射角的增加而减小，但在超过掠射角后又会增加。当重离子撞击低原子质量衬底时，这种效应更加明显。由于 ALE 量窗口与改性材料和块状材料的溅射阈值是同类东西，因此 ALE 区域预期与角度相关。

图 8 显示了硅的 Cl_2/Ar ALE 作为离子撞击角的函数而计算出的 ALE 区域。ALE 区域宽度从法线入射时的 25eV 减至与法线成 70° 时的约 10eV。下限从 25eV 变为约 18eV。例如，对于硅沟槽的侧壁，合理的撞击角是 70 到 80 度。对于非法向入射，ALE 区域向较低能量偏移的结果是，从掩模散射的离子哪怕在碰撞中损失了若干 eV 的动能，仍能刻蚀结构的侧壁。

D. 刻蚀产物去除

将溅射理论应用于定向ALE的另一个结果是反应产物没有通常所说的“挥发”¹³。当刻蚀反应产物因为热能

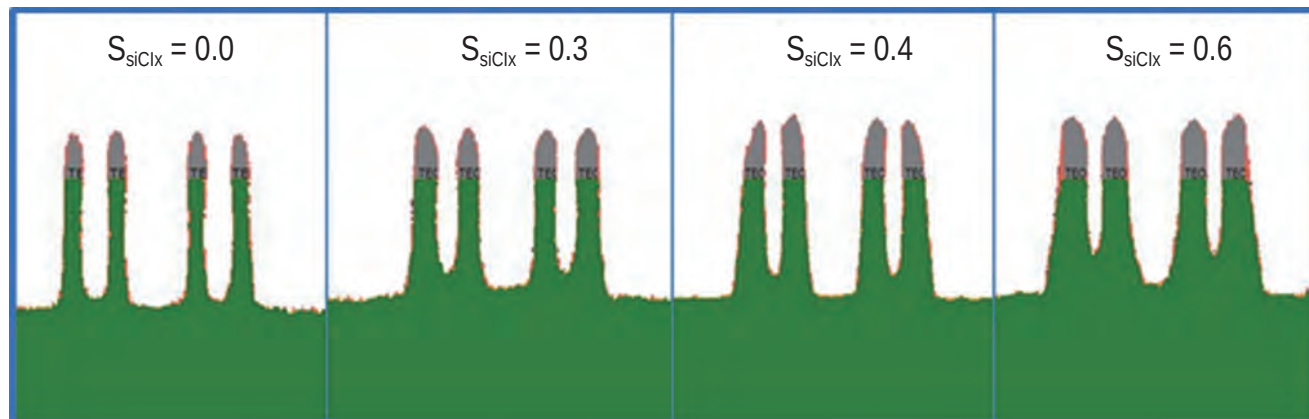


图9. (线上为彩色) 硅的 Cl_2/Ar ALE在不同再沉积系数 C_r 下的200个周期的二维仿真。窄间距双峰结构的间距为23nm。

而从表面解吸出来时,称为“挥发”。这会引起与离子撞击无关的自发刻蚀,导致结果不可预计的横向刻蚀。在定向 ALE 中,这种刻蚀机制在设计上是不存在的。为实现 100% 协同效应,必须消除改性步骤中的自发刻蚀。挥发性分子因为热能而离开表面,因此可以合理假设它们不会轻易被吸附回到刻蚀表面。换句话说,这些分子的再沉积系数应该相对较低。然而,在定向 ALE 中,反应产物是在碰撞传递的终点从表面溅射出去,因为其动能克服了解吸势垒 E_{des} 。这意味着离开表面的分子或碎片可以经历相反过程,重新沉积在视线表面上。为了处理这种再沉积材料,须添加原子(其数量等于再沉积原子乘以再沉积系数)来改变受再沉积材料影响的表面组成,从而改变表面化学配比。

这种侧壁再沉积的效果如图 9 所示;粘附或再沉积系数(Cr)从 0.0 变化到 0.6,针对硅的 Cl_2/Ar ALE,采用二氧化硅硬掩膜。即使假设硬掩膜表面保持不改性,但也会由于溅射刻面而开始渐渐变细。随着我们增大模型中的再沉积系数,轮廓变为锥形,ARDE 变得可见。虽然定向 LE 基本上与通量无关,不应表现出 ARDE,但刻蚀产物去除的非挥发性可能产生一些 ARDE。

E. 协同效应

最近提出了 ALE 协同效应的定量指标,即仅由改性和去除的协同效应所去除的材料与一个 ALE 周期中去除的材料总量之比⁵,如下式所示:

$$S = \frac{EPC - (\alpha + \beta)}{EPC} \times 100\% \quad (1)$$

EPC 指“每周周期刻蚀量”,代表一个周期中去除的材料总厚度,值 α 和 β 分别是改性和去除步骤单独贡献的非协同刻蚀量。说明碳 ALE 的协同效应依赖于能量的实验数据参见参考文献 5。作者表明,当离子能量在 ALE 区域内时, $S(E)$ 达到最大值;当离子能量高于 ALE 区域上限时, $S(E)$ 下降。这种效应的原因是块状材料开始溅射,即去除步骤不是自限的。低于 ALE 区域的下限时,如果离子能量非常低,协同效应将接近于零。如果改性步骤中存在刻蚀 ($\alpha \neq 0$)。一种特殊情况是 ALE 具有 100% 的协同效应。但在式 (1) 中,对于非常低的离子能量没有定义协同效应,因为 EPC、 α 和 β 将为零。

在没有总自限的情况下,协同效应成为时间和能量的函数: $S(t, E)$ 。就去除步骤而言,实际的 ALE 工艺可能不是自限的,所以研究这种时间依赖性是有意义的。以前尝试

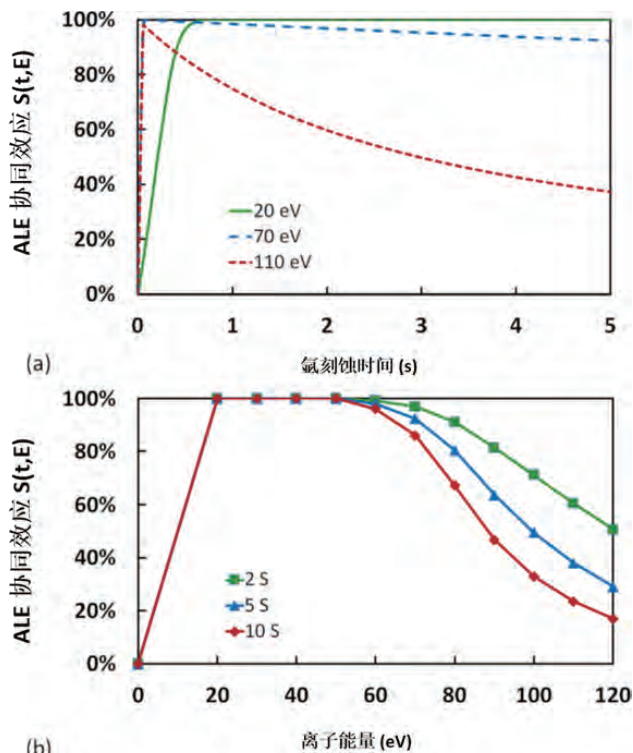


图 10. (线上为彩色) 针对钽的 Cl_2/Ar ALE, 计算出以下情况的 ALE 协同效应: (a) 在不同离子能量下, 作为去除步骤时间的函数; (b) 在不同去除步骤时间下, 作为离子能量的函数。请注意, 两条曲线都显示了时域和能量域中的 ALE 区域 (其中 ALE 协同效应接近 100%)。

过应用简单的通量和表面覆盖模型来计算改性和块状材料的同时溅射, 但必须予以显著简化才能得出解析表达式¹³。在蒙特卡罗模型中, 材料去除的时间依赖性可以直截了当地获得。

ALE 协同效应与能量和时间的函数关系表达式如下式所示:

$$S(t, E) = \frac{\int_0^T R_m(t, E)}{d_m + \int_0^T R_b(t, E) + M_0} \times 100\% \quad (2)$$

其中, $R_m(t, E)$ 是改性材料在离子轰击下归一化到表面积的时间依赖去除率, $R_b(t, E)$ 是块状材料的时间依赖去除率, d_m 是改性层的厚度, M_0 是化学改性步骤中去除的材料量 (如有)。该项 $\int_0^T R_m(t, E)$ 表示在一个周期中被去除的改性材料量, 取代式 (1) 中的分子, 后者是协同去除的材料量, 其中 T 代表一个 ALE 周期的时间。 T 足够大时, $\int_0^T R_m(t, E)$ 将等于 d_m 。式 (2) 中的分母与式 (1) 相比有不同的表达式, EPC 描述为各分量之和。离子能量很低时, 式 (2) 也不会变得不确定, 其中 EPC 接近零, 如式 (1) 所示。为实现 100% 的协同效应, T 需要足够大, 使

得 $\int_0^T R_m(t, E) dt = d_m$, 同时 T 也需要足够小, 使得发生的溅射可忽略, 即 $\int_0^T R_b(t, E) dt \approx 0$ 。另外, M_0 需要为零, 即在化学改性步骤中不发生刻蚀。在式 (2) 中, 如果协同效应为 100%, 则 ALE 工艺非常“理想”。

图 10(a) 显示了对于钼的 Cl_2/Ar ALE, 在 20eV、70eV 和 100eV 的离子能量下, 协同系数 $S(t, E)$ 的时间依赖性。时间尺度归一化为实验结果, 在去除步骤中, 对于 20eV 的离子能量 (其为 ALE 区域下限), 达到饱和和大约需要 1 秒。对于此能量以及介于 ALE 区域上下限之间的所有其他能量, ALE 时间窗口实际上是无限大。对于 70eV 的离子能量, 根据图 8, 其刚好高于 ALE 区域上限, 几毫秒后协同效应就达到 100%, 5 秒后降低到比 95% 略高一点。即便是 110eV 的离子能量, 协同效应在非常短的去除时间内也能接近 100% (实际为 98%), 但是在 5 秒后下降到 40% 以下。图 10(b) 显示了三个不同时间下协同效应与能量的关系。离子能量比 ALE 区域上限高出越多, 则随着去除步骤的延长, 协同效应损失得也越快。

该分析对于实际应用的意义在于, 即使能量在 ALE 能量窗口上方以上, 也可获得相当大的协同效应。这为利用更高的溅射率和更短的去除步骤时间来缩短一个 ALE 周期的持续时间提供了机会。最佳周期时间可能非常短, 所以这种工艺的实现需要高水平的过程控制。Huard 等人最近公布了硅的定向 Cl_2/Ar ALE 仿真结果, 其中在改性步骤中有刻蚀部分, 在去除步骤中有氯残留。他们的结果也表明了精密脉冲时间控制的重要性。¹⁷

IV. 结论

等离子体辅助定向 ALE 的去除步骤是一个溅射过程。碰撞传递的理论概念可应用于去除步骤。我们开发了一种碰撞传递蒙特卡罗模型, 发现计算出的溅射率和 ALE 区域与实验结果基本一致。根据我们的计算, ALE 区域应与离子质量和撞击角度相关, 溅射产物再沉积可能引入 ARDE。

本文还扩展了协同效应参数的概念, 将时间作为一个变量。蒙特卡罗模型可以分析非自限性去除步骤中协同效应参数的时间演变。我们发现, 当能量显著高于块状材料的溅射阈值时, 可以在某时间段内获得高协同效应。这种处理方式可用来提高定向 ALE 工艺的产量。对所有工艺参数与时间的关系进行非常精确的控制, 是实现该工艺的先决条件。◆

鸣谢

作者感谢泛林集团 Taeseung Kim 和 Yang Pan 所做出的贡献。

参考文献

1. P. Sigmund, Thin Solid Films 520, 6031 (2012).
2. J. W. Coburn and H. F. Winters, J. Appl. Phys. 500, 3189 (1979).
3. H. F. Winters, J. W. Coburn, and E. Kay, J. Appl. Phys. 48, 4973 (1977).
4. K. J. Kanarik, T. Lill, E. A. Hudson, S. Sriraman, S. Tan, J. Marks, V. Vahedi, and R. A. Gottscho, J. Vac. Sci. Technol., A 33, 020802 (2015). 5K. J. Kanarik et al., J. Vac. Sci. Technol., A 35, 05C302 (2017).
6. P. Sigmund, Nucl. Instrum. Meth. B 94, 353 (1994).
7. M. T. Robinson, "Theoretical aspects of monocrystal sputtering," in Sputtering by Particle Bombardment I. Topics in Applied Physics, edited by R. Behrisch (Springer, Berlin/Heidelberg, 1981), Vol. 47, pp. 73–144.
8. J. P. Biersack and L. G. Hagmark, Nucl. Instrum. Methods 174, 257 (1980).
9. G. K. Wehner, J. Vac. Sci. Technol., A 1, 487 (1983).
10. D. J. Oostra, R. P. van Ingen, A. Haring, A. E. de Vries, and G. N. A. van Veen, Appl. Phys. Lett. 50, 1506 (1987).
11. "Silicon tetrachloride," [https://en.wikipedia.org/wiki/Silicon_tetrachloride_\(data_page\)](https://en.wikipedia.org/wiki/Silicon_tetrachloride_(data_page))
12. "Technical data for silicon," <http://periodictable.com/Elements/014/data.html>
13. T. Lill, K. J. Kanarik, S. Tan, M. Shen, Y. Pan, J. Marks, V. Vahedi, and R. A. Gottscho, ECS Trans. 69, 259 (2015).
14. S. Tan, W. Yang, K. J. Kanarik, T. Lill, V. Vahedi, J. Marks, and R. A. Gottscho, ECS J. Solid State Sci. Technol. 4, N5010 (2015).
15. A. M. Lemonds, J. M. White, and J. G. Ekerdt, Surf. Sci. 527, 124 (2003).
16. Y. Yamamura, Nucl. Instrum. Methods, B 2, 627 (1984).
17. C. M. Huard, Y. Zhang, S. Sriraman, A. Paterson, K. J. Kanarik, and M. J. Kushner, J. Vac. Sci. Technol., A 35, 031306 (2017).