

Cu 在 TaN(111) 表面团聚行为的分子动力学模拟

陈 蓓, 韩 波, 周成冈, 吴金平*

中国地质大学理论化学与计算材料科学研究所, 湖北武汉 430074

摘要: 原子层沉积(ALD)是下一代超大规模集成电路的首选工艺,但是 Cu 籽晶层在阻挡层上的团聚限制了 ALD 工艺在半导体工业中的应用. 目前对 Cu 在阻挡层 TaN 表面的团聚机理和行为还缺乏足够的理论认识,为此利用第一性原理密度泛函理论(DFT)对不同覆盖度下 Cu 原子在 TaN(111)表面的吸附能和电荷转移进行了研究,结果显示,Cu 在 TaN(111)表面的吸附强度随着 Cu 覆盖度的增加而减弱. 利用从头算分子动力学模拟了 500 K 温度下 Cu 单分子层在 TaN(111)表面的吸附动力学行为,结果表明,在这一典型的 ALD 温度下,Cu 层在 TaN(111)表面发生团聚,与实验中的观察结果相符.

关键词: 团聚; TaN; DFT; 分子动力学; 半导体材料.

中图分类号: O647

文章编号: 1000-2383(2009)04-0635-06

收稿日期: 2009-04-05

A Molecular Dynamics Simulation on the Agglomeration Behavior of Cu on TaN(111) Surface

CHEN Bei, HAN Bo, ZHOU Cheng-gang, WU Jin-ping*

Institute of Theoretical Chemistry and Calculated Material Science, China University of Geoscience, Wuhan 430074, China

Abstract Cu seed layer agglomeration on barriers is a bottleneck in semiconductor industry for the application of atomic layer deposition (ALD) which is the preferred technology for the next-generation ultra large-scale integrated circuit (ULSC). However, the theoretical understanding of the underlying mechanisms of Cu aggregation is still not clearly known. We made a first-principles study of copper aggregation on the TaN(111) surface, using density functional theory. The adsorption energies and charge transfers were evaluated to address the interactions between Cu and the substrate. Ab initio molecular dynamics simulations were performed to examine the dynamic behavior of a copper monolayer originally commensurate with the TaN substrate at the typical atomic layer deposition (ALD) operating temperature (500 K). The results revealed that the copper film underwent substantial agglomeration on the TaN(111) surface at this ALD operating temperature, which was consistent with experimental observations.

Key words: agglomeration; TaN; DFT; molecular dynamics; semiconductor materials.

进入 21 世纪以后,随着半导体工业的持续发展,芯片集成度进一步提高,芯片特征尺寸不断减小,RC 延时已经取代器件内部延时,成为限制纳米级节点间通讯速度的主要因素(Sai-Halasz, 1995; Jackson *et al.*, 1998; Rosenberg *et al.*, 2000; Li *et al.*, 2004). 设计稳定高速的互联系统取代传统的铝互联工艺成为研究热点. 由于铜与铝相比有更低的电阻($1.67 \mu\Omega \cdot \text{cm}$)和更高的抗电迁移能力,能显著降低 RC 延时并提高器件的稳定性,是最受

关注的新一代互联金属材料(Kaloyeros and Eisenbraun, 2000; 张文杰等, 2006). 目前的互联工艺是通过将铜沉积在预先设计好的沟槽或孔洞中来实现导电和传输信号的. 原子层沉积(ALD)技术能够在高纵横比的沟槽或孔洞中沉积出厚度均匀且可控的功能层和铜种子层,对接下来的电化学填充非常有益;但是在用 ALD 方法沉积铜种子层时,铜很容易扩散到 Si 或 SiO₂ 等衬底材料的内部,影响器件的稳定性(Torres, 1995). 因此,人们在衬底材料和铜

基金项目: 国家自然科学基金(No. 20873127).

作者简介: 陈蓓(1983-),女,硕士研究生,主要研究方向为半导体材料及工艺的模拟设计.*通讯作者: 吴金平, E-mail: wujp@cug.edu.cn.

种子层之间引入一薄层扩散阻挡层(diffusion barrier layer)(Becker and Gordon, 2003)以阻止铜的扩散. 作为铜的扩散阻挡层要满足与铜不互溶、沉积温度低、应力低、与 SiO₂ 粘附力高、抗电迁移能力强等条件(Nicolet, 1978; Murarka *et al.*, 1993; Torres, 1995; Inberg *et al.*, 2001). 目前, TaN、WN 和 TiN 等过渡金属氮化物是被广泛研究的扩散阻挡层材料(Kaloyeros and Eisenbraun, 2000; Becker and Gordon, 2003; Li *et al.*, 2005), WN 和 TaN 薄层是很有潜力的扩散阻挡层材料(Becker and Gordon, 2003), 且 TaN 已经在工业生产中使用. 然而, 铜在阻挡层材料表面上黏附力很弱, 实验观察到铜种子层很容易团聚而形成一些不连续的孤岛(Besling *et al.*, 2005; Kim *et al.*, 2006; Zhao *et al.*, 2007), 因而进一步的电化学填充铜互联线包含大量的空穴, 导致互联线的电阻严重降低, 甚至造成断路. 同时过低的黏附能力使得铜互联线的抗电迁移能力严重减弱, 降低了器件的可靠性(Kim *et al.*, 2006). 目前对铜的团聚机理和行为还缺乏足够的认识, 相关的理论研究也只是最近才展开, 如本文作者就铜在 WN 表面团聚行为作了初步研究(Wu *et al.*, 2007; Han *et al.*, 2008), 认为铜在 WN 表面的团聚和铺展是一个互相竞争的过程, 且低温条件下铜倾向于铺展, 高温下则倾向于团聚. 本文亦就铜在 TaN(111) 表面的吸附与团聚行为进行了研究, 并将其结果与铜在 WN(001) 表面的行为进行了比较.

1 计算方法

本文选用的 TaN(111) 表面包含四层原子, Ta 层和 N 层交替排列. 晶胞含有 32 个 Ta 原子和 32 个 N 原子, 符合化学计量比, 如图 1a 和 1b 所示. 晶胞参数先由 TaN 晶体得到, 然后进行表面的全优化确定. 真空层间的距离设定为 25 Å, 该距离可以保证层与层之间没有相互作用. 计算过程中, 固定基底底部的两层原子, 全优化表面两层原子及吸附的金属原子. 所有的计算均在第一原理密度泛函理论软件 SIESTA 中完成(Soler *et al.*, 2002). 采用的广义梯度近似(GGA)结合 Perdew-Burke-Ernzerhof(PBE)交换相关性函数(Perdew *et al.*, 1996), 用 Troullier 和 Martins 的模守恒赝势(Norm-conserving Pseudopotential)来描述电子-离子间的相互

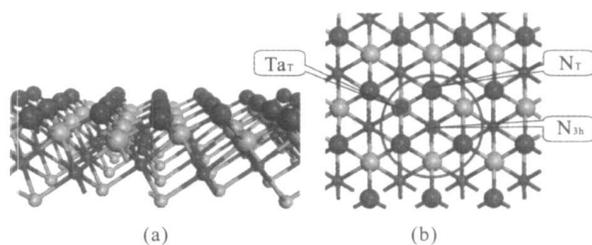


图 1 TaN(111) 表面的侧视图(a)和俯视图(b)

Fig. 1 Side view (a) and top view (b) of TaN (111) surface

作用, 采用极化泛函的双精度数值基组来描述价电子的相互作用(Kleinman and Bylander, 1982; Troullier and Martins, 1991). 使用 200 Ry 的能量截断可以得到很精确的结果. 布里渊区积分采用 Monkhorst-Pack(Machado *et al.*, 2005)形式的 $2 \times 2 \times 1k$ 点方案, 计算模型考虑周期边界条件. 这些计算参数被广泛地应用于对表面性质的研究, 并且被证明能够得到精确的结果(Perdew and Wang, 1992; Kohn, 1999). 计算得到 Cu 的内聚能为 3.54 eV, 与实验数据 3.49 eV 非常接近, 说明设定的参数能够得到准确结果. 从头算分子动力学对 Cu 在 TaN 表面的吸附动力学行为进行了模拟, 采用 NVT 系综实现, 并由 Nose-Hoover thermal chain 控制恒温为 500 K, 这也是 ALD 过程的一般温度.

经过优化的 TaN(111) 表层, 其最小重复单元是由顶层的 3 个 N 原子与次层的 3 个 Ta 原子组成的一个 C₃ 对称性的椅式六元环结构. 根据表面结构性质, 我们定义 3 种吸附位(图 1b): 次层 Ta 原子正上方(Ta_T), 表层 N 原子正上方(N_T)以及椅式六元环中心(N_{3h}). 吸附能的计算公式如下:

$$\Delta E_{ad} = -[E(Cu_n + TaN) - n \cdot E(Cu) - E(TaN)] / n, \quad (1)$$

其中: $E(Cu_n + TaN)$ 、 $E(Cu)$ 和 $E(TaN)$ 分别代表铜团簇吸附在 TaN(111) 基底所选最小重复单元上的整个体系的总能量、Cu 原子的能量和基底自身的能量, n 为吸附的 Cu 原子数.

2 结果与讨论

Cu 原子在 Ta_T、N_T 和 N_{3h} 位的吸附能分别为 3.01、2.42 和 3.52 eV. 显然 Cu 与基底间的相互作用主要来自 Cu-N 键, 其中 Cu 作为电子给体向 N 提供电子. 在 N_{3h} 和 Ta_T 位, Cu 原子都位于表面 3

个 N 原子的中心,可以同时与周围的 3 个 N 原子相互作用,因此在这两个吸附位置, Cu 原子与基底间的作用力要高于 N_T 位;同时因为 Ta 和 Cu 都失去电子显正价,在 Ta_T 位吸附时, Cu-Ta 之间的库伦斥力较大,因此 Cu 原子在 N_{3h} 吸附时最稳定. Cu 原子在 Ta_T 、 N_T 和 N_{3h} 位吸附时向表面转移的电子数分别为 0.816 e/atom、0.576 e/atom 和 0.920 e/atom,与吸附能顺序一致.因此, Cu 吸附在 N_{3h} 位时与基底间作用最强,吸附最稳定.

为了揭示覆盖度对 Cu 在 TaN 表面吸附稳定性的影响,我们计算了不同覆盖度下 Cu 原子以二维最紧密方式吸附在 TaN(111) 表面的吸附能以及 Cu 原子与基底间的电子转移数,如表 1 所示.不难看出,随着 Cu 原子覆盖度的增加, TaN(111) 表面对于每个 Cu 原子的平均吸附能以及每个 Cu 原子与基底间的平均电子转移数均有所减小.如前所述, Cu 与 TaN(111) 表面的相互作用强弱主要取决于 Cu 与表面 N 原子间的相互作用.随着 Cu 原子覆盖度的增加,表面 N 原子与 Cu 原子的比例减少,作为电子受体的 N 原子数相对减少.相应地, Cu 向 TaN(111) 表面转移的电子数减少,使得 Cu-N 键的强度降低,吸附强度也随之减弱.这意味着随着 Cu 原子覆盖度的提高,其吸附稳定性将逐步下降,即当 Cu 原子在 TaN(111) 表面达到饱和吸附时, Cu 与表面的相互作用最弱.

因此我们模拟了满覆盖度下 Cu 在 TaN(111) 表面的吸附行为.根据 TaN(111) 表面的结构特征,将 Cu 原子吸附在表面所有最稳定的吸附位(N_{3h}) 构建一个理想的 Cu 单分子薄膜.计算此单分子膜在 TaN(111) 表面的吸附能为 3.31 eV/atom,表明 Cu 单分子层与 TaN(111) 表面间的吸附强度相对单原子而言较弱; Cu 原子向表面转移的电子数为 0.661 e/atom,比单个 Cu 原子吸附时的电子转移数降低了 0.259 e/atom,表明 Cu-N 键的强度明显减弱.结构优化显示所有的 Cu 原子都仍然稳定的吸附在 N_{3h} 位,没有出现实验中观察到的团聚现象,这

表 1 TaN(111) 表面吸附不同覆盖度的 Cu 原子的吸附能和电子转移

Table 1 Adsorption energy and electron transfer of copper on TaN(111) surface at different coverage

Cu 原子个数	1	2	3	4	16
E_{ad} (eV/atom)	3.520	3.530	3.430	3.420	3.310
电子转移 (e/atom)	0.920	0.882	0.834	0.814	0.661

是因为 Cu 的团聚需要越过一个适中的活化能垒,即团聚需要在一定的温度下才能发生.

为此,我们进一步模拟了 500 K 温度下 Cu 单分子薄膜在 TaN(111) 表面的吸附动态学行为.如图 2a 所示.最初, Cu 单原子层非常规整的排列在基底表面,随着分子动力学模拟的进行, Cu 原子很快通过表面扩散离开它们原来的平衡位置.在 $t=1$ ps 时,已经有相当一部分 Cu 原子向上迁移形成四面体结构;在 $t=2$ ps 时,大量的 Cu 原子团聚在一起,形成表面的孤岛,原本规整的单层结构被完全破坏.

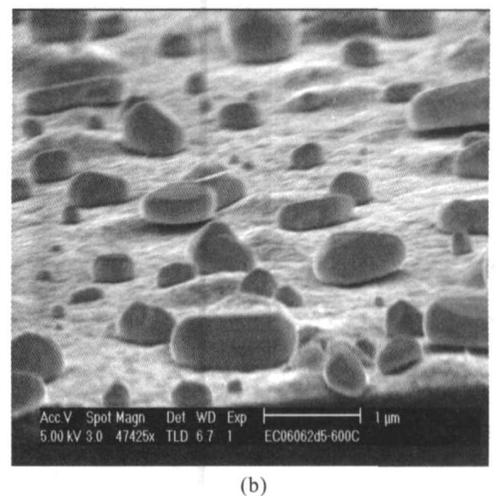
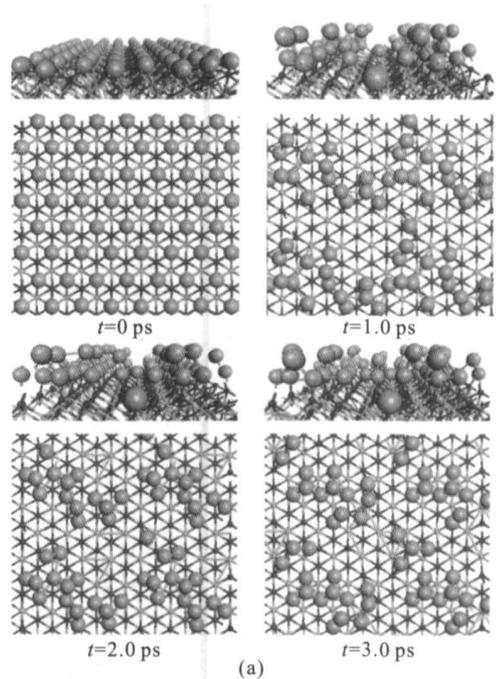


图 2 分子动力学过程中的几个时间点的结构(a)和 TaN 表面 Cu 团聚形成的孤岛的 SEM 照片(b) (Zhao *et al.*, 2007)

Fig.2 Snapshot of the MD trajectory (a) and SEM image of Cu islands on TaN surface (b)

随着分子动力学模拟的进行,可以观察到 Cu 原子不断的迁移,从一个团聚结构变成另一个团聚结构,但是 Cu 原子并没有散开团聚结构而重新回到表面.结果表明,在 500 K 这一典型的 ALD 温度下, Cu 原子在 TaN(111) 表面的团聚非常容易,与实验过程中观察到的现象一致(Zhao *et al.*, 2007),如图 2b 所示.

由图 3 可知,当 Cu 在 TaN 表面吸附后(图 3b),N 原子的未成对电子接受 Cu 原子的电子后形成低能态的电子对,使得低能态的电子态密度增大;当 Cu 团聚后(图 3c),一部分 Cu 原子断开与表面 N 原子之间的 Cu-N 键而形成 Cu-Cu 键,原本填充到 N 原子低能态的电子重新返回到 Cu 原子而出现大量高能态的未成对电子,导致 N 和 Cu 的高能态的电子态密度增大.

图 4 是统计的整个分子动力学模拟过程中 Cu-Cu, Cu-N 和 Ta-N 原子之间距离分布函数.从初始状态的径向分布图上可以看到,所有的距离分布都非常集中.当体系在 500 K 温度下达到平衡时,由于原子的热运动,所有的峰都有不同程度的加宽,使得峰强度下降.其中 r_{Cu-Cu} 和 r_{Cu-N} 距离的变化非常大,其主峰都有不同程度的左移. Cu-Cu 距离从最初的 3.10 Å 减小到 2.60 Å,接近 Cu 团簇的键长分布(2.40~2.65 Å)(Guvelioglu *et al.*, 2006),而略高于 Cu 块体结构的键长(2.556 Å).观察其结构的演化,发现部分 Cu 原子迁移到了第二层,与第一层 Cu 原子形成了四面体结构.该过程中 Cu 原子由最初的规整结构演变成无定形结构,致使图中的 r_{Cu-Cu}

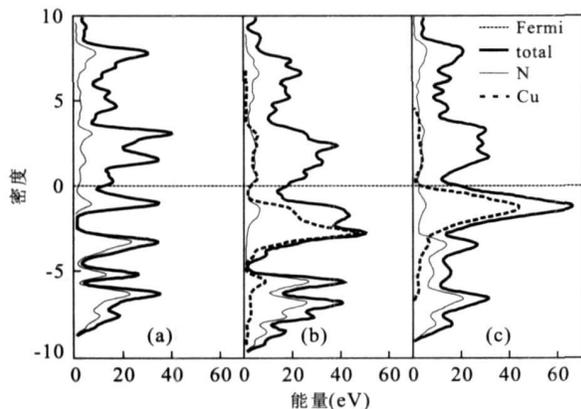


图 3 纯 TaN 表面(a)、TaN 表面吸附 Cu 单层(b)和 TaN 表面吸附团聚之后的 Cu(c)的电子态密度

Fig. 3 Electron density of states of TaN surface (a), Cu monolayer adsorbed on TaN surface (b) and Cu agglomerated on TaN surface (c)

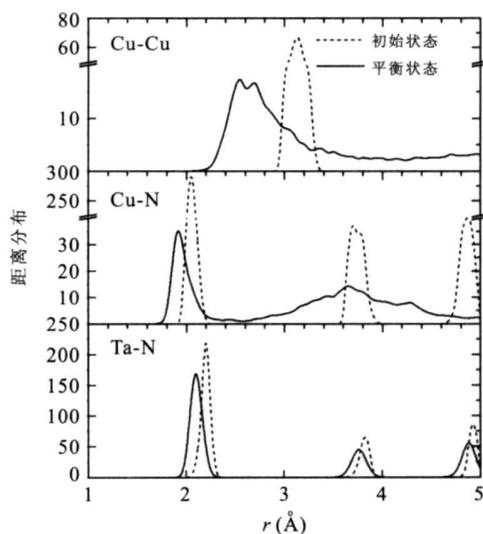


图 4 Cu-Cu, Cu-N 和 Ta-N 原子间距离的距离分布函数
Fig. 4 Distance distribution function of Cu-Cu, Cu-N and Ta-N

峰出现了非常严重的加宽.同样地,由于 Cu 原子在表面的剧烈运动,使得 Cu-N 之间的距离也出现连续的变化,导致 Cu-N 峰也相应的出现了加宽.随着 Cu-Cu 键长的减小, Cu 原子离开其最初的 N_{3h} 位而互相靠拢,使得 Cu-N 键的平均键长相应缩短,由 2.05 Å 减少到 1.90 Å.在模拟过程中,表示 Ta-N 原子间距的峰也有一定的加宽,这主要是由原子在高温下的热振动引起的.团聚后 Cu-N 相互作用的减弱使得 Ta-N 相互作用相对增强,因此 r_{Ta-N} 有一定程度的左移,但是 TaN(111) 表面的晶体结构并没有本质上的改变,表明 Cu 原子的团聚并不影响 TaN 基底的结构.

Wu *et al.* (2007) 报道了另一有潜力的扩散阻挡层材料 WN(001),表 2 所示列出了 TaN(111) 表面和 WN(001) 表面的稳定性以及 Cu 在两者表面的吸附情况计算结果.由于 TaN(111) 表面和 WN(001) 表面均由 64 个原子构成,其中包括 32 个金属原子和 32 个 N 原子,因此表面的平均结合能由式:

$$\Delta E_c = (E_M \times 32 + E_N \times 32 - E_{sub}) / 64, \quad (2)$$

得出, E_M 表示金属 Ta 或 W 单个原子的能量, E_N 表示 N 原子的单原子能量, E_{sub} 表示 TaN 或 WN 基底的能量. TaN(111) 和 WN(001) 表面的结合能分别为 7.40 eV/atom 和 7.00 eV/atom,意味着 TaN 基底本身具有更高的结合能,因而其稳定性更高,与实验报道的 TaN 具有较 WN 更高热力学、机械和化学稳定性相符(刘洪图和吴自勤, 2001).

表2 TaN(111)和 WN(001)表面作为不同吸附基底的比较

Table 2 Comparison between TaN (111) and WN (001) substrate

	平均结合能 (eV/atom)	单个 Cu 原子在表面吸附		Cu 单分子层在表面吸附		
		吸附能(eV)	电子转移数(e^- /atom)	吸附能(eV)	电子转移数(e^- /atom)	Cu-Cu 距离(Å)
TaN(111)	7.40	3.52	0.920	3.31	0.661	3.12
WN(001)	7.00	4.94	0.966	3.91	0.469	2.88

TaN(111) 表面自身的高稳定性使得 Cu 原子在 TaN(111) 表面的吸附能比在 WN(001) 表面小. 但是从电子转移数的比较上可以看出, 当 Cu 原子在两种表面饱和吸附时, Cu 与 TaN(111) 表面之间的电子转移数反而大于 Cu 与 WN(001) 表面间的电子转移数. 这是因为 Cu 单分子层在两种表面吸附时, Cu 原子除了主要与表面的 N 原子形成 Cu-N 键之外, 还与周围相邻的 Cu 原子之间有一定的相互作用. 由于 TaN(111) 表面的晶格常数比 WN(001) 表面的晶格常数大, 相应地, Cu 单分子层在 TaN(111) 表面吸附后相邻 Cu 原子之间的距离也比在 WN(001) 表面吸附时的距离大. 即 Cu 在 TaN(111) 吸附时, Cu 原子之间的相互作用较弱使得 Cu 原子有更多的电子参与到与表面 N 原子之间的相互作用而形成 Cu-N 键, Cu 在 WN(001) 表面吸附时则刚好相反. Cu 原子的团聚实际上是由于 Cu-N 键的断裂引起的, 以上对比结果表明, 当 Cu 原子在两种表面的覆盖度较低时, Cu 在 TaN(111) 表面更容易团聚; 当 Cu 原子的覆盖度较高时, Cu 在 WN(001) 表面更容易团聚. 而实际的 ALD 过程中 Cu 原子总是大量存在的, 因此 Cu 原子在 WN(001) 表面更容易团聚.

3 结论

本文进行了一系列基于第一性原理的计算研究, 通过计算不同覆盖度下 Cu 原子的吸附能, 发现吸附能随着覆盖度的增加而相应减小. Cu 原子在 TaN(111) 表面的覆盖度越高越容易团聚. 分子动力学模拟重现了实验中在 ALD 的典型温度下观察到的 Cu 原子团聚现象. 与 WN 表面相比, Cu 在 TaN 团聚性稍弱.

References

Becker, J. S., Gordon, R. G., 2003. Diffusion barrier properties of tungsten nitride films grown by atomic layer deposition from bis(tert-butylimido) bis(dimethylamido) tungsten and ammonia. *Applied Physics Letters*, 82

(14): 2239–2241.

- Besling, W. F. A., Federspiel, X., Vanypre, T., et al., 2005. Copper alloy seed integration for reliability improvement. *Microelectronic Engineering*, 82(3–4): 254–260.
- Guvelioglu, G. H., Ma, P., He, X., et al., 2006. First principles studies on the growth of small Cu clusters and the dissociative chemisorption of H₂. *Physical Review B*, 73(15): 155436–155445.
- Han, B., Wu, J., Zhou, C., et al., 2008. Ab initio molecular dynamics simulation on the aggregation of a Cu monolayer on a WN(001) surface. *Journal of Physical Chemistry C*, 112(26): 9798–9802.
- Inberg, A., Shacham-Diamand, Y., Rabinovich, E., et al., 2001. Material and electrical properties of electroless Ag-W thin film. *J. Electron. Mater.*, 30(4): 355–359.
- Jackson, R. L., Broadbent, E., Cacouris, T., et al., 1998. Processing and integration of copper interconnects. *Solid State Technology*, 41(33): 49–59.
- Kaloyeros, A. E., Eisenbraun, E., 2000. Ultrathin diffusion barriers/liners for gigascale copper metallization. *Annual Review of Materials Science*, 30(1): 363–385.
- Kim, H., Koseki, T., Ohba, T., et al., 2006. Effect of Ru crystal orientation on the adhesion characteristics of Cu for ultra-large scale integration interconnects. *Applied Surface Science*, 252(11): 3938–3942.
- Kleinman, L., Bylander, D. M., 1982. Efficacious form for model pseudopotentials. *Physical Review Letters*, 48(20): 1425–1428.
- Kohn, W., 1999. Nobel lecture: Electronic structure of matter—wave functions and density functionals. *Reviews of Modern Physics*, 71(5): 1253–1266.
- Li, B. Z., Sullivan, T. D., Lee, T. C., et al., 2004. Reliability challenges for copper interconnects. *Microelectronics Reliability*, 44(3): 365–380.
- Li, Z., Gordon, R. G., Farmer, D. B., et al., 2005. Nucleation and adhesion of ALD copper on cobalt adhesion layers and tungsten nitride diffusion barriers. *Electrochemical and Solid-State Letters*, 8(7): G182–G185.
- Liu, H. T., Wu, Z. Q., 2001. Some issues of the material physics for ultra-large-scale integration-Cu interconnect

- & metallization (I). *Physics*, 30(12): 757—761 (in Chinese with English abstract).
- Machado, E., Kaczmariski, M., Ordejón, P., et al., 2005. First-principles analyses and predictions on the reactivity of barrier layers of Ta and TaN toward organometallic precursors for deposition of copper films. *Langmuir*, 21(16): 7608—7614.
- Murarka, S. P., Gutmann, R. J., Kaloyeros, A. E., et al., 1993. Advanced multilayer metallization schemes with copper as interconnection metal. *Thin Solid Films*, 236(1—2): 257—266.
- Nicolet, M. A., 1978. Diffusion barriers in thin films. *Thin Solid Films*, 52(3): 415—443.
- Perdew, J. P., Burke, K., Ernzerhof, M., 1996. Generalized gradient approximation made simple. *Physical Review Letters*, 77(18): 3865—3868.
- Perdew, J. P., Wang, Y., 1992. Accurate and simple analytic representation of the electron-gas correlation energy. *Physical Review B*, 45(23): 13244—13249.
- Rosenberg, R., Edelstein, D. C., Hu, C. K., et al., 2000. Copper metallization for high performance silicon technology. *Annual Review of Materials Science*, 30: 229—262.
- Sai-Halasz, G., 1995. Performance trends in high-end processors. *Proceedings of the IEEE*, 83(1): 20—36.
- Soler, J. M., Artacho, E., Gale, J. D., et al., 2002. The SIESTA method for ab initio order-N materials simulation. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 14(11): 2745—2779.
- Torres, J., 1995. Advanced copper interconnections for silicon CMOS technologies. *Applied Surface Science*, 91(1—4): 112—123.
- Troullier, N., Martins, J. L., 1991. Efficient pseudopotentials for plane-wave calculations. *Physical Review B*, 43(3): 1993—2006.
- Wu, J. P., Han, B., Zhou, C., et al., 2007. Density function theory study of copper agglomeration on the WN (001) surface. *Journal of Physical Chemistry C*, 111(26): 9403—9406.
- Zhang, W. J., Yi, W. B., Wu, J., 2006. Electromigration in Al interconnects and the challenges in ultra-deep submicron technology. *Acta Physica Sinica*, 55(10): 5424—5434 (in Chinese with English abstract).
- Zhao, C., Tōkei, Z., Haider, A., et al., 2007. Failure mechanisms of PVD Ta and ALD TaN barrier layers for Cu contact applications. *Microelectronic Engineering*, 84(11): 2669—2674.

附中文参考文献

- 刘洪图, 吴自勤, 2001. 超大规模集成电路的一些材料物理问题(I)——Cu 互连和金属化. *物理*, 30(12): 757—761.
- 张文杰, 易万兵, 吴瑾, 2006. 铝互连线的电迁移问题及超深亚微米技术下的挑战. *物理学报*, 55(10): 5424—5434.