

N 掺杂对 a-SiC:H 基介质扩散阻挡层 结构及性能的影响^{*}

刘 波¹⁾ 唐文进¹⁾ 宋忠孝¹⁾ 陈亚苟²⁾ 徐可为¹⁾†

1) 西安交通大学金属材料及强度国家重点实验室, 西安 710049)

2) 陕西师范大学大分子科学陕西省重点实验室, 西安 710062)

(2007 年 7 月 26 日收到, 2008 年 9 月 18 日收到修改稿)

用射频等离子增强化学气相沉积技术(RF-PECVD)制备非晶碳化硅(a-SiC:H)和不同掺氮量的碳化硅基(a-SiCN_x:H)介质薄膜.采用傅里叶红外光谱(FIRT),X射线光电子谱仪(XPS),纳米压入仪(Nano Indenter[®]-XP),Agilent 4294A 高精度阻抗分析仪,俄歇能谱仪(AES)和场发射高分辨透射电镜(HRTEM)表征氮掺杂对碳化硅基薄膜化学键组成、微观结构、机械性能、介电常数和阻挡铜扩散性能的影响.实验结果表明,通过控制薄膜的氮含量可实现其介电常数在 3.8—5.2 范围内可调.随着反应源中氨气(NH₃)流量的增加,碳化硅基薄膜中 Si—N 和 C—N 化学键比例增加以及由此导致的薄膜微观结构致密化是氮掺杂显著提高碳化硅基薄膜机械性能、热稳定性和阻挡铜扩散性能的机理.

关键词:介质扩散阻挡层,非晶 a-SiC:H 薄膜,非晶掺氮碳化硅基薄膜(a-SiCN_x:H),铜扩散

PACC:7790,6610C,7830,7755

1. 引言

目前,高性能超大规模集成芯片已采用 Cu/low- k 绝缘介质(IMD)替代传统的 Al/SiO₂ 结构作后端互连来缓解阻容耦合(RC)导致的信号延迟、串扰及功率耗散等问题^[1].相对 Al 而言,Cu 电阻率低、熔点高及抵抗电迁移性能强,但 Cu 原子在一定温度和电场应力条件下极易扩散至硅基 low- k (如 SiOC:H)介质薄膜中,导致层间绝缘介质击穿和线间短路等现象发生^[2,3].因此,必须在 Cu 线与 IMD 层之间引入介质扩散阻挡层(dielectric barrier)来阻挡 Cu 原子扩散并在多层铜互连镶嵌结构中起硬质掩模(hardmask)和蚀刻止刻层(etich stop layer)作用^[2-5].

尽管传统的 a-SiN:H 介质层阻挡铜原子扩散的性能优异,但其介电常数值较高($k \sim 7.0$),它与层间 low- k 绝缘介质(IMD)构成串,并连复合介质堆叠结构的有效介电常数(k_{eff})值相对较高,从而限制了 low- k 介质层性能优势的发挥^[5,6].国际半导体发展

规划^[7]指出 90 nm 及以下技术,Cu 线宽度及高度将进一步减小,迫切要求采用 k 值更低的材料来替代 SiN:H 作介质扩散阻挡层/止刻层,以期进一步减小多层互连层间及线间的寄生电容.但如何确保介质扩散阻挡层能有效阻挡铜扩散、与铜线有良好的结合力、良好的热稳定性、密封性,且与 IMD 层存在明显的刻蚀区分性以及现有的微电子集成工艺相互兼容的前提条件下进一步降低其 k 值及厚度却面临着巨大的困难和挑战^[5].

目前,采用各种等离子增强型化学气相沉积(PECVD)技术制备的非晶碳化硅及掺氮碳化硅基的介质薄膜因具有更低的 k 值、优良的绝缘性能、热稳定性以及与下一代微电子集成工艺相互兼容等优点并已逐步开始在 65 nm 及以下节点技术中使用^[3,5].但有关掺氮量对碳化硅基扩散阻挡层结构及性能影响的相关报道却较少.本文采用射频等离子增强化学气相沉积技术制备了 a-SiC:H 和 a-SiCN_x:H 介质阻挡层薄膜,对薄膜的化学键结构、结合状态和微观结构进行表征,探究氮掺杂对 a-SiC:H 基薄膜结构和性能的影响.

^{*} 国家重点基础研究发展计划(973)项目(批准号:2004CB619302)与国家自然科学基金(批准号:50531060)资助的课题.

† 通信联系人. E-mail: kwxu@mail.xjtu.edu.cn

2. 实验方法

用射频等离子增强化学气相沉积(13.56 MHz , RF-PECVD)技术制备 a-SiC :H 及 $\text{SiCN}_{(x=1\ 2\ 3)}$:H 薄膜. a-SiC :H 薄膜的制备选用三甲硅烷(3MS)、氨气和氢气 ,三者比例为 1:2.5:0.4 ,本底气压为 3.0×10^{-4} Pa ,反应功率 460 W ,工作气压 60 Pa ,基片温度 350℃. 在控制反应功率 450 W ,工作气压 49 Pa ,基片温度 350℃ 不变的条件下 ,通过控制加入的氨气流量与三甲硅烷和氢气反应获得不同氮含量的 $\text{a-SiCN}_{(x=1\ 2\ 3)}$:H 薄膜 ,其中 SiCN_1 , SiCN_2 , SiCN_3 分别代表 NH_3 /3MS 流量比为 1.5:1 , 2:1 , 2.5:1 条件下制备的薄膜.

薄膜机械性能和化学结构表征采用 a-SiC :H 或 a-SiCN_x :H/Si (100)膜基体系. a-SiC :H 及 a-SiCN_x :H 薄膜微结构、热稳定性和扩散阻挡性能的考察采用 Si/SiO₂/TaN (15 nm)/Ta (10 nm)/Cu (600 nm)/a-SiC :H (18 nm)/ a-SiCN_x :H (40 nm)或 a-SiCN_x :H (40 nm)/SiOC :H (600 nm)多层薄膜基结构 ,其中 TaN (15 nm)/Ta (10 nm)双层膜及 Cu 籽晶(100 nm)分别采用磁控溅射方法沉积在 Si/SiO₂ 表面 ,随后电镀铜 ,经化学机械抛光后铜膜厚约 600 nm. a-SiOC :H(IMD)薄膜沉积反应源是八甲基环四硅氧烷 (OMCTS , $\text{Si}_4\text{O}_4\text{C}_8\text{H}_{24}$)、氨气和氧气 ,三者比例为 17:6:1 ,本底气压为 3.0×10^{-4} Pa ,射频反应功率为 400 W ,工作气压 46 Pa ,基片温度 350℃. 部分多层薄膜结构试样在不取出真空反应室的条件下原位退火 ,考察 a-SiC :H 及 SiCN_x :H 薄膜的高温稳定性和阻挡铜扩散性能. 退火工艺选为本底气压 3.0×10^{-4} Pa ,温度 500℃ ,保温 4 h.

用 EQUINOX55 型红外光谱仪(FTIR)和 X 射线光电子能谱仪(XPS ,Axis Ultra ,Kratos)表征薄膜的化学键结构和结合状态 ,XPS 收谱前先用 Ar^+ (3 keV 离子能和 $1\ \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 离子电流)对薄膜试样表面清洗 5 min ,减少因试样表面污染带来的误差. 用 Nano Indenter[®]-XP 型纳米压入仪(Berkovich 压头)测量薄膜的弹性模量、硬度. 采用 Agilent 4294A (40 Hz—110 MHz)高精度阻抗分析仪测量 a-SiC :H 和 a-SiCN_x :H 薄膜的介电常数 ,测试结构为金属—绝缘层—半导体(MIS : Au/ a-SiC :H 或 a-SiCN_x :H/Si)结构 ,Au 电极采用掩膜法制备 ,测试频率为 1 MHz. 用俄歇能谱仪(AES)考察退火态多层膜元素深度分布 ,信号采集

前先用 Ar^+ 对试样表面刻蚀 30 min. 场发射高分辨透射电镜(JEM-2100F)观察多层薄膜的微结构和界面热扩散失效行为. 截面透射电镜试样的制备采用标准的抛光、研磨方法减薄至数十微米厚度 ,然后采用离子束(Ar^+)对试样截面双面定位减薄.

3. 实验结果与讨论

3.1. N 掺杂对 SiC :H 基薄膜化学键结构的影响

图 1 和表 1 分别示出了沉积态 a-SiC :H 和 a-SiCN_x :H 薄膜的傅里叶红外光谱图及特征键结构吸收峰位. 图 1 结果表明 ,a-SiC :H 薄膜特征吸收峰包括 :位于 $780\ \text{cm}^{-1}$ 处的 Si—C 伸缩振动吸收峰、 $990\ \text{cm}^{-1}$ 处的 Si—CH₂—Si 摇摆振动或 Si—CH₃ 中 C—H 摆动振动吸收峰、 $1250\ \text{cm}^{-1}$ 和 $1400\ \text{cm}^{-1}$ 处的 Si—CH₃ 弯曲振动吸收峰、 $2090\text{—}2100\ \text{cm}^{-1}$ 处的 Si—H 伸缩振动和 $2880\ \text{cm}^{-1}$ 和 $2960\ \text{cm}^{-1}$ 处的 $\text{CH}_{(n=1\ 2\ 3)}$ 伸缩振动吸收峰^[2,4,8—10]. 上述红外光谱结果表明 ,a-SiC :H 薄膜中存在一定量的 Si—CH₃ 键或 Si—CH₂—Si 键结构. 随着 NH_3 反应气体的加入以及流量的增加 ,薄膜中出现 Si—N 结构吸收峰($850\ \text{cm}^{-1}$ 或 $950\ \text{cm}^{-1}$)并随 NH_3 流量增加其强度有所增强 ,同时可观察到位于 $780\ \text{cm}^{-1}$ 处的 Si—C 键结构吸收峰相对增强 ,但相应位置的 Si—CH₃ 键和 CH_x 键结构吸收峰强却明显降低. $2090\ \text{cm}^{-1}$ 处的 Si—H 吸收峰位出现少量偏移且强度显著降低. 综合上述结果可推断 ,在本实验沉积工艺条件下 ,当 3MS 源气体中加入 NH_3 后 , NH_3 离化后形成 N ,H 和 $\text{NH}_{(i=1\ 2\ 3)}$ 等离子体活性物种 ,一方面它们的轰击作用能促进

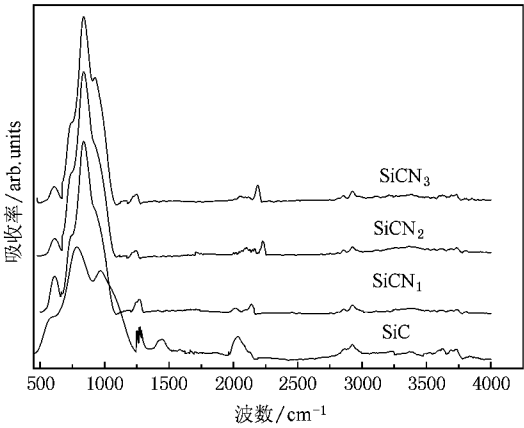


图 1 a-SiC :H 薄膜和 a-SiCN_x :H 薄膜的红外光谱图(FTIR)

3MS 源中 Si—CH₃ 键尤其是—CH₃ 键的离化 ,另一方面又与 3MS 源离化后的 Si 和 C 活性等离子体物种重新组合 ,并以 Si—N 和 C—N 键结构形式保留在薄膜中 .

表 1 a-SiC :H 和 a-SiCN_x :H 薄膜结构特征吸收峰位

键结构模式	特征峰位/cm ⁻¹	参考文献
Si—H 摆动振动	630	[8]
Si—C 伸缩振动	700—800	[8 9]
Si—N 伸缩振动	850 ,950	[4 ,10]
Si—CH ₂ —Si 摇摆振动	990	[2]
Si—CH ₃ 弯曲振动	1250 , 1340 ,1400	[4]
Si—H 伸缩振动	2100	[8]
C—N 伸缩振动	2100—2250	[11]
C—H _n 伸缩振动	2880 ,2960	[4 9]

XPS 定量分析结果表明 ,随着 NH₃ 反应气体的加入及流量的增加 ,a-SiC :H ,a-SiCN₁ :H ,a-SiCN₂ :H 和 a-SiCN₃ :H 薄膜中 Si 原子百分含量基本保持不变 ,C 原子百分含量逐渐降低 ,N 原子的百分比分别

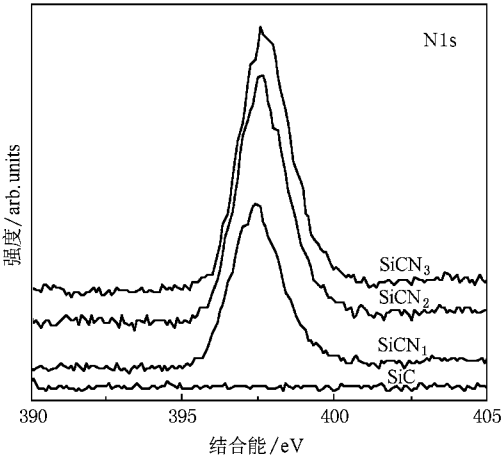


图 2 a-SiC :H 和 a-SiCN_x :H 薄膜的 N 1s 高分辨扫描窄谱

为 0% ,11.37% ,16.62% 和 18.52% .取 SiC :H 和 SiCN₂ :H 薄膜的 Si 2p 和 C 1s 高分辨扫描窄谱(见图 3)对比分析表明 :a-SiC :H 薄膜中的 Si 2p 谱包含两

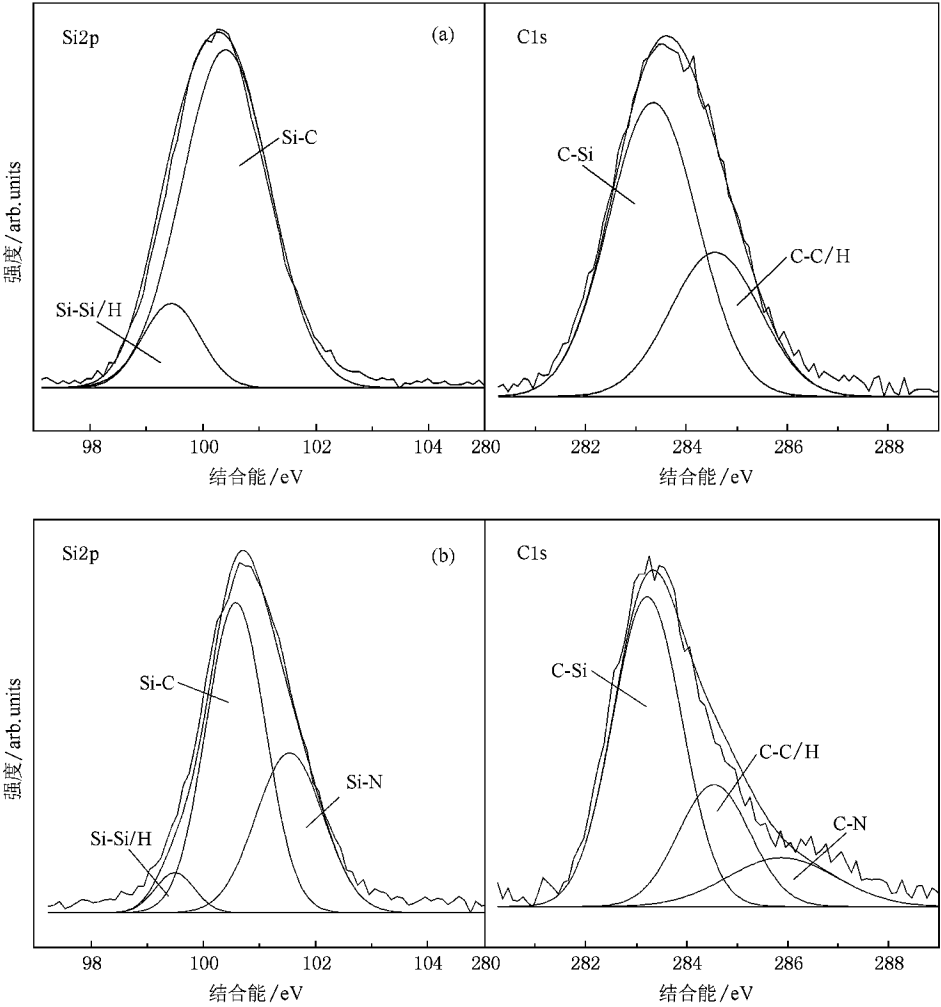


图 3 (a) a-SiC :H 和 (b) a-SiCN₂ :H 薄膜 Si2p 和 C1s 扫描窄谱的高斯拟合峰

个高斯拟合峰 Si—C (100.3 eV)和 Si—Si/H (99.5 eV)^[12] 相应的 C 1s 谱包含 C—Si (283.4 eV)和 C—C/H (284.7 eV)^[4,12] ,而 NH₃/3MS = 2 条件下沉积的薄膜中 Si 2p 谱中出现明显的 Si—N (101.5 eV)峰^[4,13] ,且 Si—Si/H (99.5 eV)峰所占的比例减少 ,C 1s 谱也表明存在少量的 C—N (285.8 eV)峰^[14] .

3.2. N 掺杂对 a-SiC:H 基薄膜微观结构及性能的影响

图 4 示出了不同掺氮量的碳化硅基薄膜的弹性模量和硬度 ,相对 a-SiC:H 而言 ,a-SiCN_x:H 薄膜的硬度和弹性模量随 NH₃/3MS 流量比率的增大呈较大幅度的上升变化 .结合图 1 和图 2 的分析结果 ,a-SiC:H 薄膜主要由 Si—CH₃ ,Si—CH₂—Si 和 C—H_x 键构成的网状结构 ,由于 a-SiC:H 薄膜中存在一定数量的甲基、次甲基碳氢基团 ,它们的存在将占据一定的体积空间 ,导致薄膜密度降低 ,其微观表象为纳米孔隙 ,这是 a-SiC:H 薄膜具有较低弹性模量和硬度的主要原因 .截面高分辨透射电镜的结果(见图 5)表明 ,沉积态的 a-SiC:H 和 a-SiCN₂:H (NH₃/3MS = 2)薄膜的微观形貌存在明显的区别 .从图 5 的结果可直观的观察到 a-SiC:H 薄膜的本征纳米孔隙平均大小约为 0.65 nm ,这一实验结果与 Williamson 等人^[15]利用小角 X 射线散射表征不同甲基 (CH₃) 含量的 a-SiC:H 薄膜本征孔隙大小的实验结果相符 .而 a-SiCN₂:H (NH₃/3MS = 2)薄膜的微观结构与 a-SiC:H 薄膜对比则明显致密 ,其主要原因是薄膜中碳氢基团的含量明显降低和薄膜中随机分布的 Si—N 和 C—N 致密键结构共同作用的结果 .因此 ,随着 NH₃

流量的逐渐增加 ,更多的 Si—CH₃ 和 —CH₃ 基团受等离子体轰击而断裂 ,与 N 等离子体活性物种重组 ,薄膜中 Si—N 和 C—N 键结构比例增加以及由此导致的薄膜微观结构致密化是掺氮碳化硅基薄膜具有较高硬度及弹性模量的主因 .

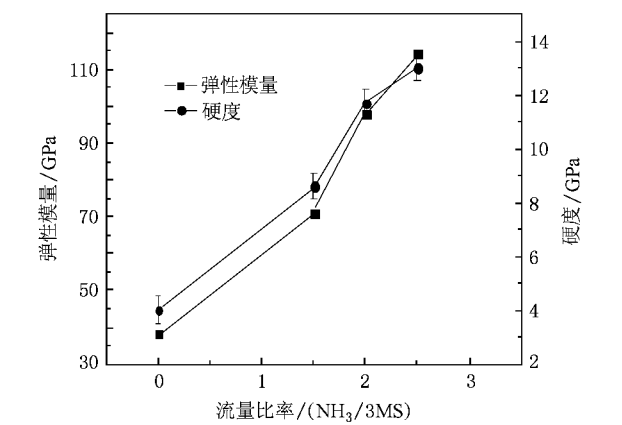


图 4 薄膜硬度和弹性模量与 NH₃/3MS 比率变化关系

由于后端铜互连结构中的低 *k* 和多孔超低 *k* 介质薄膜(IMD)的机械性能差和极易受铜原子的污染 ,导致其与铜线整合过程面临众多挑战和稳定性问题^[16] .而介于铜线和低 *k* 或超低 *k* (IMD)薄膜之间的介质扩散阻挡层如 a-SiC:H 或 a-SiCN:H 薄膜的性能及稳定性很大程度上关系到整个体系的可靠性 .探讨不同掺氮量的碳化硅基薄膜机械性能的主控因素的目的是试图通过合理选择工艺和多层膜系结构设计来降低化学机械抛光、封装等工序过程因应力导致的薄膜损伤和开裂失效的概率 .

同时 ,针对后端多层铜互连制程需经过多层薄膜沉积、循环加热和去应力退火处理等工序^[4] .因

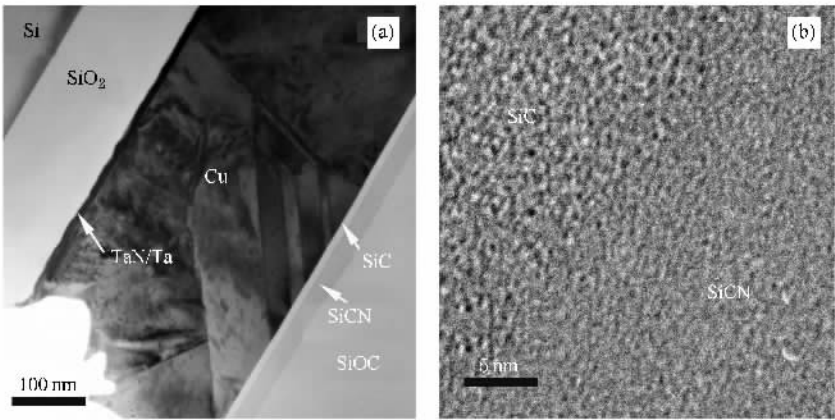


图 5 (a) Si/SiO₂/TaN/Ta/Cu/a-SiC:H/a-SiCN₂:H/SiOC:H 多层薄膜截面透射电镜图 (b)为图 (a)多层膜结构中的 a-SiC:H/a-SiCN₂:H 界面高分辨透射图

此,考察介质阻挡层在高温下的热稳定性和阻挡铜扩散性能是极为关键和重要的.500℃条件下保温4 h后,明显观察到沿整个 Cu/a-SiC:H 界面处都出现不同程度的铜扩散现象(见图 6(a)).结合图 6(b)所示 a-SiOC:H/a-SiCN₂:H(40 nm)/a-SiC:H(18 nm)/Cu 多层膜结构沿深度方向元素分布结果,进一步证实铜原子的确扩散至 a-SiC:H 薄膜体内.图 6(a)和 6(b)的结果还表明,位于 a-SiC:H 薄膜外侧的 a-

SiCN₂:H 薄膜却有效阻止了铜原子进一步向其体内及 a-SiOC:H 薄膜扩散,这一结果预示氮掺杂的 a-SiCN₂:H 基薄膜(氮含量 16.62%)具有更优的阻挡铜扩散性能.图 7 所示截面 TEM 和 AES 结果充分地证实了这一点.在相同退火条件下,Cu/a-SiCN₂:H/a-SiOC:H 多层结构界面却十分清晰,并没有观察到铜的扩散(见图 7).综合上述结果表明,介质阻挡层的热稳定性和阻挡铜扩散性能与其键结构和密度密切

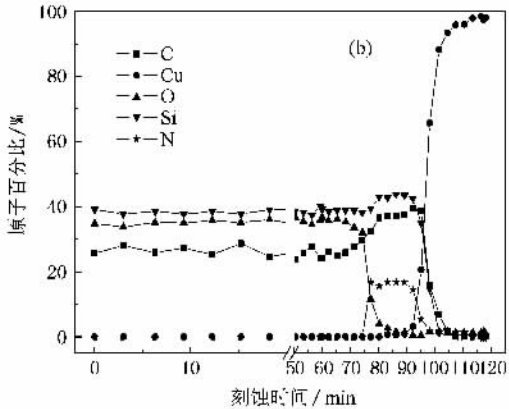
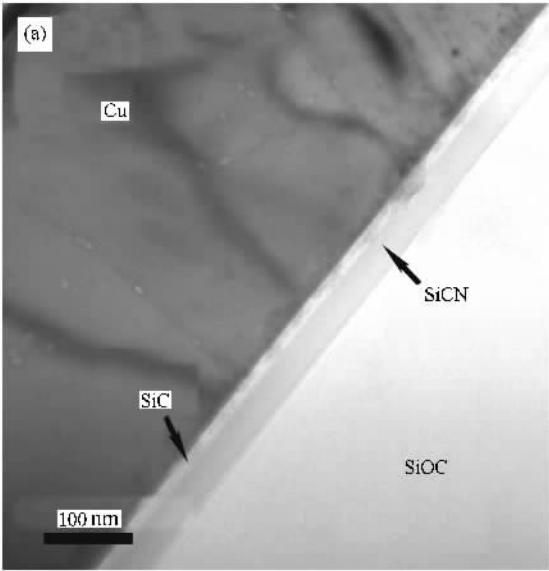


图 6 (a)退火态 Cu/a-SiC:H(18 nm)/a-SiCN₂:H(40 nm)/a-SiOC:H 多层薄膜截面透射电镜图 (b)退火态 a-SiOC:H/a-SiCN₂:H(40 nm)/a-SiC:H(18 nm)/Cu 多层膜结构的 AES 剖面图

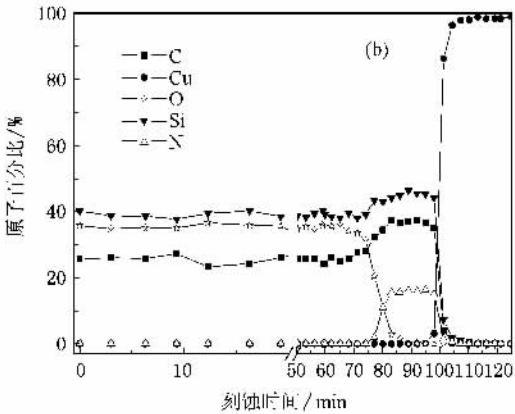
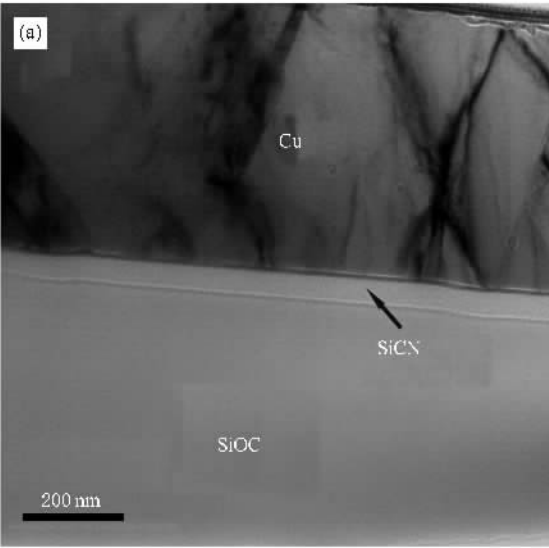


图 7 (a)退火态 Cu/a-SiCN₂:H(40 nm)/a-SiOC:H 多层薄膜截面透射图 (b)退火态 a-SiOC:H/a-SiCN₂:H(40 nm)/Cu 多层膜结构的 AES 剖面图

相关. 虽在 a-SiC :H 薄膜中没有晶界等快速扩散通道, 但本文实验条件制备的 a-SiC :H 薄膜中含有较高比例的碳氢基团和 S—H 键结构, 它们在高温下长时间保温较易断键形成一定数量的硅悬挂键, 其极易与铜原子结合. 此外, a-SiC :H 薄膜中的纳米本征孔隙也是铜原子缓慢扩散和贯穿的主要通道. 再者, 高温条件下 a-SiC :H 薄膜中的一些不稳定 CH_n 基团还会进一步分解, 这又会在一定程度上进一步增加薄膜的孔隙大小和孔隙率^[1]. 而氮的掺入及含量增加, 薄膜中具有较高结合键能的 Si—N 和 N—C 比例增加以及微结构更为致密是阻挡性能显著提高的主要原因^[2].

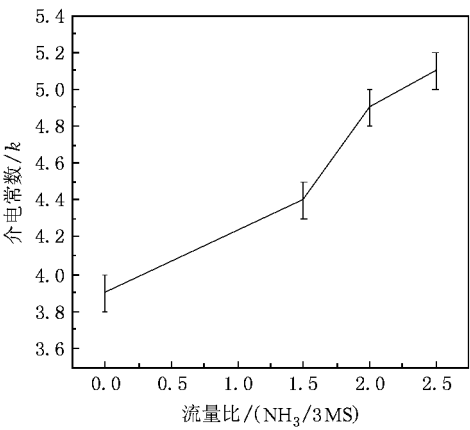


图 8 薄膜介电常数 k (1 MHz) 与 $\text{NH}_3/3\text{MS}$ 比率的变化关系

尽管 N 含量高的掺氮碳化硅具有相对高的弹性模量和硬度, 但其介电常数也相对较高(见图 7). 根据德拜方程^[1]

$$\frac{\epsilon_r - 1}{\epsilon_r + 2} = \frac{N}{3\epsilon_0}(\alpha_e + \alpha_i + \alpha_d), \quad (1)$$

其中 ϵ_r 代表材料相对介电常数, N 代表薄膜的密度, ϵ_0 代表电常数, α_e , α_i 和 α_d 分别代表电子极化率、扭曲极化率和偶极子取向极化率. 我们可推断, 本文实验条件下制备的 a-SiC :H 薄膜具有低的 k

值, 其主要原因是薄膜的密度低以及极性弱的碳氢键结构比例相对较高. 但随着薄膜中氮含量增加, 薄膜中极性较强的 Si—N 和 C—N 键结构比例相应增多, 取向极化贡献也越大^[1]; 同时, 掺氮碳化硅基薄膜微结构也相应更为致密, 这两者是促使薄膜介电常数增加的主控因素.

值得指出的是, Shieh 等人^[17,18]通过高密度等离子技术如感应电耦诱导(HDPCVD)或热灯丝诱导(HWCVD)技术抑制 a-SiC :H 薄膜中 H 和碳氢基团含量的方法获得阻挡性能优良的 a-SiC :H 薄膜, 却同样面临其介电常数($k > 5.5$)较高的问题. 电磁场模拟结果表明, 当器件特征尺寸小至 45 nm, 即便介质阻挡层材料的 k 值降至 4.0, 仅因多层结构中的介质阻挡层的等效电容导致的信号延迟就占到整个后端互连总延迟的 23%^[19]. 预言 32 nm 特征尺寸下的器件, 介质阻挡层材料的 k 值必须小于 3.5 甚至更低^[20]. 如何兼顾其机械性能、热稳定性能、阻挡性能、低的介电常数和良好的绝缘性能是亟待解决的瓶颈问题.

4. 结 论

通过控制 $\text{NH}_3/3\text{MS}$ 反应源的流量比率, 用射频等离子体(PECVD)技术制备了不同掺氮量的碳化硅基介质扩散阻挡层薄膜. 实验结果表明, 通过控制碳化硅基薄膜中的氮含量可实现其介电常数在 3.8—5.2 范围内可调. 相对 a-SiC :H 而言, a-SiCN_x :H 薄膜的硬度和弹性模量随 $\text{NH}_3/3\text{MS}$ 流量比率的增大呈较大幅度的上升变化并表现出更为优良的高温热稳定性和阻挡铜扩散性能. 氮掺杂提高碳化硅基薄膜的机械性能、热稳定性和阻挡性能的机理是随等离子体反应源中 NH_3 流量的逐渐增加, 氮掺杂碳化硅基薄膜中 Si—N 和 C—N 键比例增加以及由此导致的薄膜微观结构相对致密共同作用的结果.

[1] Maex K, Baklanov M R, Shamiryan D *et al* 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 8793

[2] Chen C W, Chang T C, Liu P T *et al* 2004 *Thin Solid Films* **498** 36

[3] Wang T C, Cheng Y L, Wang Y L, Hsieh T E, Hwang G J, Chen C F 2006 *Thin Solid Films* **498** 36

[4] Wang Y H, Moitreyee M R, Kumar R *et al* 2004 *Thin Solid Films* **460** 211

[5] Vitiello J, Ducote V, Farcy A, Gosset L G, Le-friec Y, Hopstaken M, Julian S, Cordeau M, Ailhas C, Chapelon L L, Barbier D, Veillerot M, Danel A, Torres J 2006 *Microelectron. Eng.* **83** 2130

[6] Koh Y W, Loh K P, Rong L *et al* 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 1241

[7] Semiconductor Industry Association 2003 *International technology roadmap for semiconductors* (International SEMATECH, Austin, TX, 2003)

- [8] Demichelis F , Pirri C F , Tresso E *et al* 1992 *J. Appl. Phys.* **71** 5641
- [9] Gat S , Elkhakani M A , Chaker M *et al* 1992 *J. Mater. Res.* **7** 2478
- [10] Lucovsky G , Tsu D V 1987 *J. Vac. Sci. Technol. A* **5** 2231
- [11] Mutsukura N , Akita K I 1999 *Thin Solid Films* **349** 115
- [12] Choi W K , Ong T Y , Ryu J Y *et al* 1998 *J. Appl. Phys.* **83** 4968
- [13] Wagner C D , Passoja D E , Hillery H F *et al* 1982 *J. Vac. Sci. Technol. A* **21** 933
- [14] Tabbal M , Merel P , Moisa S *et al* 1996 *Appl. Phys. Lett.* **69** 1698
- [15] Williamson D L , Mahan A H , Nelson B P *et al* 1989 *Appl. Phys. Lett.* **55** 783
- [16] Hoofman R J O M , Verheijden G J A M *et al* 2005 *Microelectron. Eng.* **83** 2130
- [17] Shieh J M , Tsai K C , Dai B T 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 1914
- [18] Singh S K , Kumbhar A A , Dusane R O 2006 *J. Vac. Sci. Technol. B* **24** 543
- [19] Favenec L , Jousseume V , Zenasni A *et al* 2006 *IEEE* 110
- [20] Usami T , Ide T , Kakuhara Y *et al* 2006 *Proc. IEEE IITC* 125

Effect of N-doping on the microstructure and properties of amorphous SiC :H diffusion barrier films^{*}

Liu Bo¹⁾ Tang Wen-Jin¹⁾ Song Zhong-Xiao¹⁾ Chen Ya-Shao²⁾ Xu Ke-Wei^{1)†}

1) *State-key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials , Xi 'an Jiaotong University , Xi 'an 710049 , China)*

2) *Key Laboratory for Macromolecular Science of Shaanxi Province , School of Chemistry and Material Science , Shaanxi Normal University , Xi 'an 710062 , China)*

(Received 26 July 2007 ; revised manuscript received 18 September 2008)

Abstract

Hydrogenated amorphous a-SiC :H and a-SiCN :H with different nitrogen-concentration dielectric barrier films are prepared using the plasma-enhanced chemical vapor deposition technique (RF-PECVD). The chemical and structural nature , mechanical property , dielectric constant and copper diffusion property of these films are characterized by Fourier transform infrared spectroscopy , X-ray photoelectron spectroscopy measurement , nano-indentation , Agilent 4294A precision impedance analyzer , Auger electron spectroscopy and field emission transmission electron microscopy . The results indicated that the dielectric constant of the film can be adjusted between the values of 3.8 and 5.2 by controlling the NH₃/3MS ratio . With the increasing of NH₃/3MS ratio , the concentration of Si-N and C-N bond structure is gradually increase and micro-structure of the film becomes more dense , which is the mechanism of the improvement in the mechanical property , thermal stability and copper diffusion property of the a-SiC :H based film produced by N-doping .

Keywords : dielectric barrier , hydrogenated amorphous a-SiC :H , hydrogenated amorphous a-SiCN_x :H , Cu diffusion

PACC : 7790 , 6610C , 7830 , 7755

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No.50531060) and National Basic Research Program of China (Grant No. 2004CB619302).

[†] Corresponding author. E-mail : kwxu@mail.xjtu.edu.cn