

铝互连线的电迁移问题及超深亚微米技术下的挑战

张文杰^{1) 2) 3)} 易万兵^{1) 2) 3)} 吴 瑾³⁾

1) (中国科学院上海微系统与信息技术研究所, 上海 200050)

2) (中国科学院研究生院, 北京 100049)

3) (上海宏力半导体制造有限公司, 上海 201203)

(2006 年 2 月 6 日收到, 2006 年 3 月 22 日收到修改稿)

铝互连线的电迁移问题历来是微电子产业的研究热点, 其面临的电迁移可靠性挑战也是芯片制造业最持久和最重要的挑战之一. 从 20 世纪 90 年代开始, 超深亚微米 (特征尺寸 $\leq 0.18 \mu\text{m}$) 铝互连技术面临了更加复杂的电迁移可靠性问题. 从电迁移理论出发, 分析概括了铝互连电迁移问题的研究方法, 总结了上世纪至今关于铝互连电迁移问题的主要经验, 最后结合已知的结论和目前芯片制造业现状, 分析了当前超深亚微米铝互连线电迁移可靠性挑战的原因和表现形式, 提出了解决这些问题的总方向.

关键词: 电迁移, 铝互连, 微结构

PACC: 6630Q, 6480G

1. 引 言

微电子芯片或称半导体集成电路已经成为人们日常生活不可或缺的组成部分, 其保持正常工作状态的能力, 即可靠性也越来越重要. 芯片是将数千万甚至数百万个晶体管通过金属互连线连接起来, 集中在拇指大小的面积内实现复杂信号传输与处理功能的产品. 芯片的正常工作要靠所有的晶体管和金属互连共同保障. 从 20 世纪 90 年代开始, 由于芯片复杂程度的提高以及新工艺的引进, 制作金属互连线成为芯片制造业的主要工作, 金属互连线的可靠性也成为了微电子芯片面临的主要可靠性问题^[1].

微电子芯片中的金属互连线承担着电信号的传输. 金属互连线中某个地方出现的短路或断路, 会直接导致芯片失效. 在很多失效情况下, 局部的金属连线只是电阻值变大, 它导致电信号的传输变慢, 使芯片不能在预期的时间内做出正确的反应. 引起金属互连线电阻增大以及短路或断路的原因有很多, 最常见的是芯片在正常条件下工作很长时间后由于金属连线中的电迁移现象造成的互连线失效.

电迁移是指金属材料中存在大电流的情况下, 金属离子在电流作用下出现宏观移动的现象^[1]. 日常生活中的家用电线等金属导线由于没有良好的散

热能力, 稍大的电流强度就会导致保险丝熔断而断路, 因而从不出现电迁移现象^[1]. 集成电路芯片中的金属连线则不同: 它们有良好的散热环境, 通常能够承受高达 10^5 A/cm^2 (约为普通家用电线承受极限的 100 倍) 以上的电流强度和由此导致的大约 $100 \text{ }^\circ\text{C}$ 的高温^[1]. 在高温下, 金属离子变得“活泼”了, 大量电子的猛烈撞击就很容易推动它们发生宏观迁移, 这种迁移现象是电流造成的, 因而称为电迁移. 在集成电路芯片中出现电迁移时, 金属离子会在阳极附近堆积, 严重时会造成小丘或突起, 同时, 在阴极附近的导线内出现空洞, 见图 1.

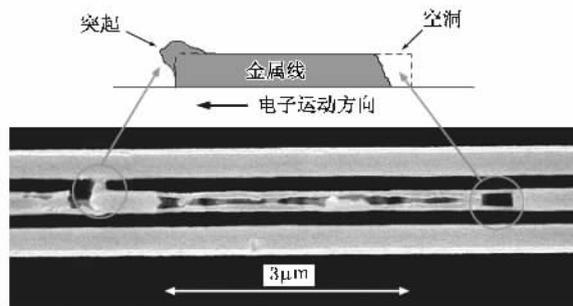


图 1 电迁移现象示意图

一个芯片从开始正常工作到发生互连线电迁移失效为止的时间段称为其电迁移寿命. 制造出电迁

寿命不高于相关标准的金属互连线是芯片制造业的基本要求.对芯片制造业而言,电迁移可靠性将决定产品的质量.对科学研究来讲,电迁移现象和多晶金属薄膜内的各种扩散机制有密切关系.电迁移可靠性问题是芯片制造业面临的最重要和最持久的挑战之一^[1].对于金属连线电迁移表现的研究和改进不仅有材料物理学上的意义,也有重大的工业应用价值.历来都是微电子产业的研究热点之一.本文从理论指导实践的角度出发,总结了铝互连线电迁移问题的研究历史,分析了目前超深亚微米铝互连技术面临的电迁移可靠性挑战,提出了解决这些问题的总方向.

2. 电迁移理论

电迁移现象是一种固体材料中的扩散现象.导致金属离子发生扩散的因素是外加的强电场和焦耳热导致的高温,这决定了金属连线电迁移现象既符合基本的扩散规律,也有其自身的特点.

2.1. 扩散理论

金属中的扩散现象关注的是离子通量的分布.对一个多组分系统渐变的不可逆热力学过程,根据经验可以采用线性规律来描述各组分的粒子通量与其受力的关系^[2].此时,对于有 n 种粒子的系统中第 i 种组分的粒子的通量 J_i 可以表示为^[2]

$$J_i = \sum_j L_{ij} X_j \quad (i = 1, 2, \dots, n), \quad (1)$$

其中 X_j 表示第 j 组分对第 i 组分粒子的作用力, L_{ij} 是 J_i 与 X_j 间的唯象系数.如果是纯金属材料且不受外力作用,则 X_j 的来源只有质量输运导致的熵变^[2],于是离子通量 J 可以写成:

$$J = -\frac{L}{T} \nabla \mu, \quad (2)$$

其中 T 为系统的绝对温度, μ 是其化学势.金属中的扩散现象一般都符合“空位扩散”机制^[3].它的特点是扩散离子和与之交换位置的空位的移动方向相反.在空位扩散机制中,如果离子通量的散度大于零,空位就会在该处大量累积形成空洞,反之则形成小丘.金属中的扩散现象总是和空位紧密联系在一起.对于多晶金属材料,大量的空位出现在晶界,界面和表面处,因而金属离子的扩散现象也主要发生在这些地方^[1].

2.2. Huntington 理论(电子风理论)

金属材料在电场作用下,离子和电子的输运行为也能够用扩散方程描述.此时离子和自由电子的质量输运导致了系统的熵变,离子流密度和电子流密度分别可以写成下面的形式^[4]:

$$\begin{cases} J_i = -\frac{L_{ii}}{T} \nabla(\mu_i + q_i \varphi) - \frac{L_{ie}}{T} \nabla(q_e \varphi), \\ J_e = -\frac{L_{ie}}{T} \nabla(\mu_i + q_i \varphi) - \frac{L_{ee}}{T} \nabla(q_e \varphi). \end{cases} \quad (3)$$

(3) 式中下标 i 表示离子, e 表示自由电子; q 为电量, φ 为电势.离子通量 J_i 的第一项反映了离子浓度分布以及电势分布造成的扩散,第二项反映了自由电子与离子相互作用导致的扩散,即电迁移现象. Huntington 等在 1961 年提出了将电子对离子的作用力看作一个等效的平均作用力,即“电子风”(F_{ew})^[5]:

$$F_{ew} \equiv |q_e| Z^* \nabla \varphi = e Z^* E, \quad (4)$$

其中 Z^* 称为有效电荷, e 为电子电量, E 表示电场强度.在电子风模型中,金属中离子与电子的大量动量交换过程被等效成了一个平均电场的作用.表 1 列出了几种常见互连金属材料有效电荷的典型数值^[6].

表 1 常见互连金属的有效电荷典型数值

	Pt	Co	W	Cu	Au	Ag	Al
Z^*	0.3	1.6	20	-5	-8	-26	-30

2.3. 电迁移时金属薄膜中离子通量的散度方程

实验和理论推导都显示,在金属薄膜材料中发生电迁移现象时,绝大部分离子通量是电子风导致的^[6,7],所以在金属互连线中讨论电迁移失效时,式(3)中 J_i 的第一项通常省略.基于电子风理论, Huntington 和 Ho 等分别得到了离子沿晶格扩散的离子通量 J_i ^[5]和沿晶界扩散时的离子通量 J_b ^[7]的表达式.由于 $J_b \gg J_i$,所以可以用 J_b 来代替 J_i ^[7].如果再考虑到晶界处离子浓度梯度引起的离子通量以及扩散系数和温度的 Arrhenius 关系,则总的离子通量 J_i 可以写成下面的表达式^[6]:

$$J_i \cong J_b = \frac{\delta D_{i0}}{d} \left(\frac{N_b}{kT} e^{\rho Z_b^*} j - \nabla N_b \right) \times \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right), \quad (5)$$

(5) 式中下标 b 表示晶界, j 表示电流强度, k 是玻

尔兹曼常数, D_0 , N 和 ρ 分别表示本征扩散系数, 金属离子浓度和材料电阻率; δ 是有效晶界宽度, d 是平均晶粒大小, E_a 是扩散激活能. 将(5)式与空位扩散理论相结合就得到了空位流散度 J_v 的分布:

$$\begin{aligned} & -\nabla \cdot J_v \\ &= J_b \cdot \left(\frac{\nabla E_a}{E_a} - \frac{\nabla T}{T} \right) \left(-\frac{E_a}{kT} \right) \\ &+ J_b \cdot \left(\frac{\nabla \delta}{\delta} + \frac{\nabla D_{b0}}{D_{b0}} - \frac{\nabla d}{d} \right) \\ &+ \frac{\delta D_{b0}}{d} (-\nabla^2 N_b) \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \\ &+ \frac{\delta D_{b0}}{d} \frac{N_b}{kT} e^{\rho z_b^*} j \\ &\times \left(\frac{\nabla N_b}{N_b} + \frac{\nabla \rho}{\rho} + \frac{\nabla Z_b^*}{Z_b^*} - \frac{\nabla T}{T} \right) \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \\ &+ \frac{\delta D_{b0}}{d} \frac{N_b}{kT} Z_b^* e^{\rho} \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \nabla \cdot j, \quad (6) \end{aligned}$$

(6)式表明, 金属薄膜材料中电迁移失效的根本原因是各种缺陷以及物理特性分布的不均匀性, 其中温度、平均晶粒大小、电流强度分布对电迁移可靠性的影响已经在实验和生产上被大量事实证明. (6)式是研究金属互连线电迁移问题的理论出发点, 它不仅为各种电迁移失效现象提供了很好的理论解释, 也为科研和生产活动中寻找改进电迁移可靠性指明了方向.

3. 研究铝互连线电迁移问题的实验与分析方法

3.1. 铝互连线电迁移测试结构的制作

铝互连线有两种工艺流程, 一是基于反应离子蚀刻和插塞工艺; 二是基于镶嵌工艺. 本文只讨论前者. 在这种互连线结构中, 铝导线部分一般采用三明治(sandwich)结构的多层金属薄膜的堆叠(stacked structure)如图2. 底层与顶层一般是钛(Ti)或氮化钛(TiN)或他们的组合, 中间层用铝(Al)或铝合金薄膜. 互连线制造过程中的每个步骤都可能对电迁移寿命产生影响, 关系最密切的是连线形成的步骤, 即金属膜的沉积和蚀刻.

评估和分析铝互连线电迁移可靠性要在专门的测试结构上进行. 目前关于互连线电迁移测试结构有两个主要的国际标准: 一是美国材料实验协会标准(American Society for Testing Materials, ASTM)下的 F



图2 三明治结构的铝导线横界面示意图(a) TiN 或(底部) Ti/TiN(顶部);(b) Al 或 Al 合金;(c) Ti 或 TiN 或(底部) Ti/TiN (顶部)或(底部) Ti/TiN/Ti(顶部)

1259^[8];另一个是电子设备工程联合委员会(Joint Electron Device Engineering Council, JEDEC)标准下的 JESD87^[9].

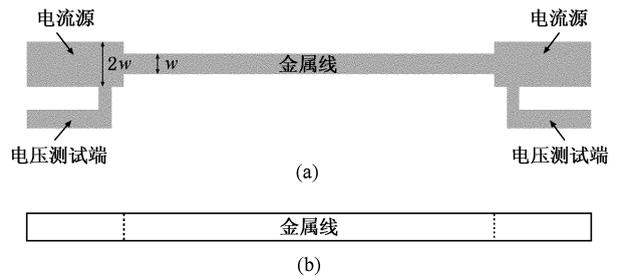


图3 EM测试的NIST结构

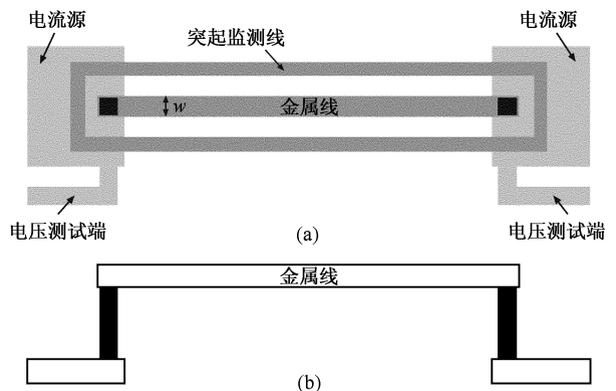


图4 EM测试的via-terminated结构

ASTM的F 1259标准是关于不带插塞的结构, 如图3(a)为俯视图(b)为横截面). 这种结构的特点是被测导线的终端直接连在电极上, 由于它最先是被美国国家标准与技术研究院(National Institute of Standards and Technology, NIST)提出为正式标准, 也被称为NIST结构. 另一种测试结构是JESD87定义的, 包括了两层金属导线和连接它们的插塞结构, 如

图 4 的示意图(a)为俯视图(b)为横截面图)。由于此时铝连线是通过插塞连接到电极,通常这种结构被称为插塞终端型。在这种结构中,金属导线内部和它与插塞界面处的电迁移都可能造成整个测试结构的失效。

3.2. 铝互连线的结构表征

(6)式反映出的铝连线的物理特性主要包括金属薄膜的织构、晶粒大小及分布、界面稳定性、表面形貌和粗糙度等。在实际应用中,诸如薄膜电阻率、表面反射率和应力的分布大小及热稳定性等宏观性能也能反映微结构的差异。

金属薄膜的电阻率能够直接反映其导电能力和结构特点,是首选测量的宏观特性。金属薄膜的表面反射率和它的厚度有一定关联性^[10],在理想情况下,金属材料的表面反射率与其电导率有关^[10]。对实际薄膜,其表面粗糙度在很大程度上决定了表面反射率。无论是电导率还是表面粗糙度都与薄膜的生长机制和微结构密切相关^[11]。薄膜表面反射率是一种基本的光学测量手段,测试快速简单,结果精确可靠,常用来初步分析金属薄膜材料的结构特性。薄膜材料在沉积后都有一定的残余应力,残余应力及其热稳定性将极大的影响金属互连线在整个制造工艺过程中的稳定性,一般可以采用测量曲率半径的方法测量。

扫描电子显微镜(scanning electron microscopy, SEM)能够清晰的分辨出金属线的侧面、横截面和表面形貌。在对互连线的电迁移失效分析(failure analysis)中,SEM 还经常被用来观察电迁移造成的空洞或小丘的形貌与大小,图 1 即为 SEM 照片。扫描探针显微镜或原子力显微镜能够定量测量金属薄膜表面的粗糙度。

金属薄膜的织构是比较重要的微结构特征。多晶薄膜织构的测定可以采用 X 射线衍射的摇摆曲线法(即 ω 扫描)^[12]、极图^[13]或背散射电子衍射法^[14]。另一个重要的微结构特性是晶粒大小的平均值和分布,它们可以基于聚焦离子束的扫描离子显微镜(scanning ion microscopy, SIM)^[15]模式得到的晶粒图像进行分析得到。由于聚焦离子束还具有定向切割功能,它也被用来寻找和分析连线内部由于电迁移失效导致的空洞等变化。

铝互连电迁移可靠性往往与薄膜间热稳定性有密切关系,因而要分析厚度只有 10—30 nm 的 Ti 或

TiN 薄膜,这只有透射电子显微镜(transmission electron microscopy, TEM)才能胜任。TEM 能够精确的测量堆叠结构中各层薄膜的厚度,能够清晰的获得它们间界面的形貌。采用暗场像分析模式,还能够获得 Ti 和 TiN 的晶粒图像以及类似位错(dislocation)缺陷的图像。在高分辨明场像模式下,可以得到铝互连线堆叠结构中各层薄膜的晶格像,用它们可以定量分析各层薄膜中晶粒的取向,进而分析织构的外延特性^[16]。采用扫描 TEM(scanning TEM, STEM)还能够得到薄膜界面处反应物的图像,结合 X 射线色散谱(energy dispersive X-ray, EDX)就能够定量分析它们的化学组分以及各层薄膜中化学元素的分布。

3.3. 铝互连线的寿命测试

研究金属材料电迁移现象的方法有多种,常见的包括漂移速度法^[17]、低频噪声法^[18]和寿命测试法^[19]等,还有尝试用电阻模型模拟的^[20]。对芯片中金属互连涉及的薄膜材料,最常用的方法是寿命测试法。测量一定数量的相同样品在规定条件下的失效时间,取它们中值作为这批样品的平均失效时间(mean or median time to failure, MTF or MTTF)。寿命测试法将 MTF 和各自失效时间的分散程度来衡量相应金属材料或互连结构的电迁移可靠性。在相同的测试条件下,MTF 越长,样品各自失效时间的分布越窄,则它们抵抗电迁移失效的能力越强,电迁移可靠性越好。

1969 年 Black 根据实验和理论结果总结出了著名的 Black 方程^[19]:

$$MTF = A_j^{-n} \exp(E_a/kT). \quad (7)$$

在实际应用中,为了缩短测试时间,在符合 Black 方程规律的前提下,通常采用加速老化的方式,即选用较大的电流强度和高温来进行测试。对金属互连线的电迁移测试而言,精确的加速测试是在恒温烤箱中加较小电流强度来进行的。这种测试方法由于电流强度较小,焦耳热效应造成的温度差异可以忽略,故认为金属连线在整个测试过程中保持恒温。这种测试通常在芯片封装后进行,所以也称为封装级电迁移(package-level electromigration, PL-EM)测试。PL-EM 的 MTF 都比较长,通常要数小时到数百小时,但是这些结果精确可靠,至今仍然以它们作为认证电迁移可靠性的依据^[21]。为了进一步缩短测试时间,一种称为晶圆级电迁移(wafer-level electromigration, WL-EM)测试的方法被提出并逐步

发展起来^[22].在这种方法中,芯片不经过切割封装,直接以完整晶圆片的形式在特殊的测试仪器内测试.测试中必需的高温不靠外加热源,而是靠电流的焦耳热效应.在 WL-EM 测试仪器中,一个精密的控制回路能够实时测量并调整电流强度的大小来保证 T 或 j 或计算出的 MTF 的稳定^[23],这样整个测试过程中被测结构可认为以相同的模式失效.通常 WL-EM 的 MTF 为数十秒,因而能大大缩短电迁移测试周期.但是由于 WL-EM 选取的条件过于恶劣,很难可靠的保证测试中 T 以及失效模式的恒定,因而这种测试方法下的结果一般只作为参考数据,多用于监测生产线的稳定性.

金属互连线 MTF 定量的反映了金属薄膜材料抗电迁移失效的能力.已经从理论上证明,金属互连线的抗电迁移性能与空位流的散度密切相关,为了将理论推导与实验结果对应起来,可以采用简单的一级近似,即假设^[6]

$$MTF \propto \frac{1}{|\nabla \cdot \mathbf{J}_v|}, \quad (8)$$

(6)与(8)式表明,金属互连线的 MTF 和金属薄膜的结构性质密切相关,研究金属薄膜材料的电迁移失效过程要靠寿命测试和薄膜分析方法共同完成.

总之,研究金属互连线的电迁移可靠性是建立在对互连线的制造流程有深入了解的基础上,结合寿命测试和结构分析的结果,确定该具体情况下电迁移失效的主要机制,为提高电迁移可靠性找到正确方向.

4. 金属互连线电迁移问题综述

4.1. 金属互连线的结构和材料特性

芯片中的金属互连线有两个主要的结构和材料特性:多晶和多层.无论是铝互连线还是铜互连线,金属连线都是多层多晶薄膜的堆叠结构,整个互连线系统则是导线与绝缘层的堆叠结构.金属互连线的这种特性决定了其宏观和微观结构的诸多特征.

首先,多晶薄膜意味着金属薄膜中存在大量的晶界.根据(6)式的结果,这些缺陷将成为电迁移的主要场所.而(6)和(8)式显示,这些晶界分布的不均匀性和晶粒的大小的不均匀性将在很大程度上决定空位通量散度的值,即互连线的 MTF.

其次,不同种类的金属材料可能具有不同的晶格结构,而它们的多晶薄膜也很可能具有显著不同

的生长模式和晶界特性.这样,多层薄膜堆叠时会遇到晶格失配的问题,外延特性将影响上层薄膜的生长取向.由于多晶薄膜中各个晶粒的取向分布(即织构)将在很大程度上影响晶界的数目和分布,所以多层堆叠结构的金属互连线将面临复杂的织构特性和晶界分布.如图 5 的情况,如果考虑三种导体 Ti, TiN 和 Al 的堆叠结构(底层 Ti/TiN/Al(顶层)),由于 Ti 和 TiN 在生长过程中形成的晶界为非移动型的,所以这两种薄膜中的晶粒都比较碎小^[24];而铝薄膜生长过程中晶界为移动型,导致形成较大且贯穿整个薄膜厚度的晶粒^[24].同时,由于 Al 与 TiN 都是面心立方晶格, Ti 是六方晶格,相应晶面的晶格常数也存在一定差异,所以在堆叠生长时会形成以下规律:底层 Ti 若为 $T\langle 002 \rangle$ 择优取向,则外延的 TiN 倾向于 $TiN\langle 111 \rangle$ 择优,最终 $Al\langle 111 \rangle$ 择优^[12];而如果底层为 $T\langle 011 \rangle$ 或 $T\langle 100 \rangle$ 择优,则相应的 TiN 和 Al 倾向于形成 $TiN\langle 200 \rangle$ 和 $Al\langle 200 \rangle$ ^[16].

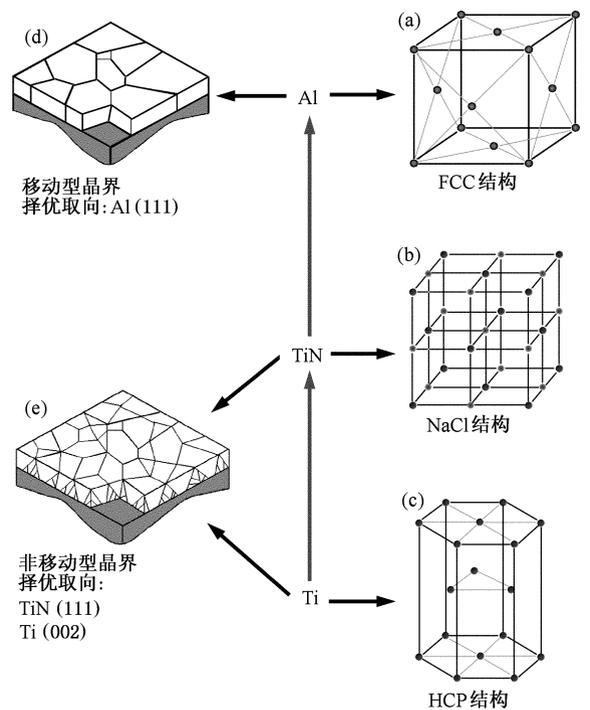


图 5 Ti, TiN 和 Al 薄膜的晶格结构与织构的外延特性

最后,多层薄膜的堆叠结构意味着存在大量的薄膜界面.在这些界面处,金属离子也容易发生扩散,这导致在某些特殊情况下界面扩散也成为金属互连线的主要电迁移失效机制^[25].另外,多层金属薄膜间的反应也会影响界面处相关结构性质的分布,这也会影响电迁移失效的机制^[26].

4.2. 铝互连线电迁移问题的文献综述

由于铝互连线的历史长达半个多世纪,因而相关的研究结果很多,总结这些经验结论将有助于解决更加复杂的电迁移问题。

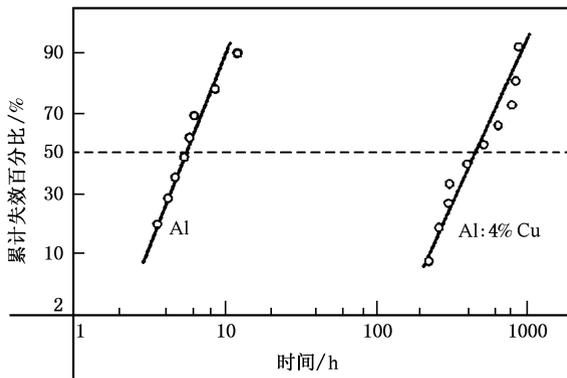


图6 铝铜合金连线与纯铝连线的电迁移寿命^[27]

铝互连线的电迁移可靠性研究的第一个突破性进展是通过用铝铜合金代替纯铝实现的. 1970年, IBM公司的 Ames等发现在纯铝中加入少量的铜能够大大提高铝互连线的电迁移寿命,见图6的铝互连线电迁移平均失效时间的累积概率分布图^[27]. 对于这个现象至今也没能够给出严密合理的解释^[1], 目前主流的看法是:加入铝中的铜可能富集到了薄膜的晶界处成为原子源来补充此处由于铝原子电迁移造成的原子亏空,或者加入的铜就能够增加铝原子沿晶界的扩散活化能^[1]. 关于铝中少量铜如何改善电迁移特性的研究至今也没有停止^[28],一方面是因为人们仍然希望弄清楚这个现象的本质,另一方面是因为研究这个现象对铜互连线有重要的参考意义^[29,30].

铝铜合金能够提升铝互连线电迁移可靠性来源于改善了铝多晶薄膜晶界处的结构. 要进一步提升铝薄膜的抗电迁移性能,最好能彻底消除铝导线中的晶界,但目前还未能找到快速生长大面积单晶金属薄膜的方法. 考虑到金属连线尺寸很小,而且对电迁移过程影响最大的是连通的晶界(即一连串的晶界连在一起贯通阴极和阳极,它提供了金属离子从阴极到阳极的一个快速扩散的通道),所以当连线的尺寸比晶粒尺寸还小的时候,就能够得到几乎消除了所有连通晶界的铝导线. 这种铝导线的结构很像竹子,所以称为“竹状结构”(bamboo structure). Cho等的研究成果表明,将铝互连线的结构竹状化能够

大大提高其 MTF,见图7^[31].

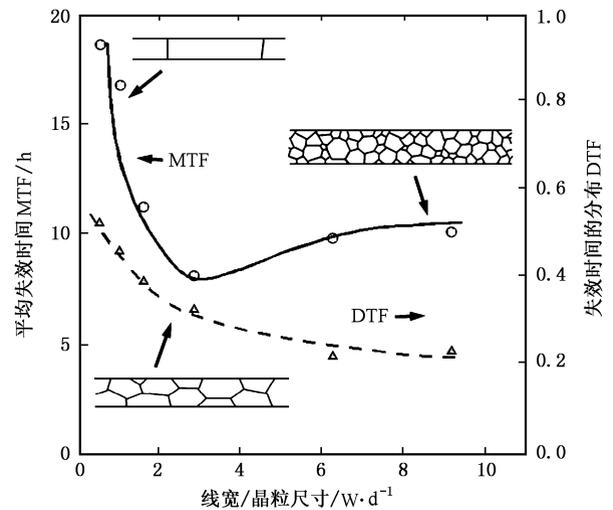


图7 非竹状与竹状结构的铝导线电迁移平均失效时间和分布^[31]

竹状结构的铝导线在特征尺寸为亚微米(0.35—0.25 μm)及超深亚微米(0.18—0.15 μm)时成为必然. 不过在微米及亚微米技术下积累的获得竹状结构的方法在超深亚微米技术下仍然能起重要作用. 在超深亚微米铝互连技术下,仍然有线宽为数微米的连线,它们是承担大电流的主干线,必须保证它们的电迁移可靠性,同时,这些方法通常是通过改善生长方式得到的,在获得竹状结构的同时往往伴随着晶粒尺寸的均匀性以及应力的热稳定性的提高,这也有利于提高超深亚微米铝互连线的电迁移可靠性.

为了获得竹状结构,铝薄膜织构特性的改善能够起到很大的作用. 同时,金属薄膜材料的晶粒大小、分布和织构特性可以作为竹状结构的定量表征参数,所以铝薄膜的这些微结构特征与互连线电迁移 MTF 的定量关系成为研究的重点.

1981年贝尔实验室的 Vaidya 等发现铝铜合金连线的 MTF 和薄膜微结构有(9)式的关系^[32]:

$$\text{MTF} \propto \frac{S}{\sigma^2} \log \left[\frac{I_{(111)}}{I_{(200)}} \right]^3, \quad (9)$$

(9)式中 S 指平均晶粒大小, σ 指晶粒大小的均方差; $I_{(111)}$ 和 $I_{(200)}$ 分别是 X 射线衍射分析 θ - 2θ 扫描下铝铜薄膜的 $\text{Al}(111)$ 和 $\text{Al}(200)$ 的强度.(9)式表明了 AlCu 薄膜晶粒大小的平均值、分布以及铝薄膜的择优取向与电迁移 MTF 的定量关系.

表面能最低化使铝薄膜易于形成 $\text{Al}(111)$ 择

优^[24, 33], 于是研究 Al(111) 织构特性与铝互连线电迁移特性的关系在 20 世纪 80—90 年代成为电迁移研究的热点之一. 在此期间得到了大量用于改进 Al(111) 织构的方法, 它们可以分为两类, 一是改变铝薄膜的沉积方式^[34—37]; 二是改变衬底结构^[12, 38—47]. 后者是主要方法, 得到了大量有应用价值的结果. 这些结果可以分为两类: 改变衬底薄膜的堆叠方式^[38—44]或改变衬底薄膜的制造工艺^[12, 45—47].

对铝连线多层堆叠结构而言, 衬底薄膜有两种材料, 即 Ti 和 TiN. Tasutomu Sasaki 等研究了 Ti, Ti/TiN 和 Ti/TiN/Ti 作为衬底时铝薄膜的织构特性的差别以及对平均失效时间的影响, 结果证明了 Al(111) 择优性越强, 电迁移寿命越长^[40]; Kwon 等也研究了 Ti 和 Ti/TiN 作为衬底时铝互连线电迁移可靠性的差别, 他们的研究显示 Ti/Al 结构的电迁移可靠性更好, 然而这种改进是来源于更高的残余应力^[41]. 最近, Park 等比较仔细的 compares Ti 和 TiN 分别作为铝互连线衬底时铝薄膜织构, 晶粒大小及分布, 表面粗糙度等的差别, 并将这些特征与电迁移平均失效时间联系到了一起, 他们的研究结果证明, Ti/Al 结构电迁移可靠性的提升来源于更好的织构, 更均匀的晶粒分布, 同时铝薄膜表面也更加光滑^[44].

改变衬底薄膜堆叠方式来改变织构等特性的效果有限, 而改变衬底制作工艺更加有效. Kazuyoshi Kamoshida 等研究发现在衬底薄膜沉积完成后再用氩气 (Ar) 的等离子体进行表面轰击处理就能够改善此后沉积的铝薄膜的织构^[46], 进而提高了电迁移寿命, 而 Yoshida 等在衬底钛薄膜沉积的过程中增加水气的含量也能够达到同样的目的^[47]; 最近的研究还显示将衬底薄膜的沉积方式从传统的直流磁控溅射改为离子化金属等离子体溅射更能提高 Al(111) 的织构特性^[12], 这种方法对于铝互连线电迁移可靠性的提升作用是非常显著的.

改变与衬底相关的因素都是在改变铝薄膜的外延生长机制, 因而能较明显的改变铝薄膜的织构特性. 能够获得更好的 Al(111) 织构特性的方法一般都是使铝薄膜的生长变得更加均匀, 形成的薄膜也就具有比较好的晶粒大小均匀性和较少的内部缺陷, 这些都有利于阻止铝导线中发生电迁移. 更好的 Al(111) 织构特性说明铝薄膜中大量的晶粒生长方向一致, 也更容易形成垂直于衬底表面的晶界, 这有利于形成竹状结构, 也进一步提高了抗电迁移性能. 关

于铝互连线电迁移可靠性与微结构的关系, 目前已得到了较多的实验结果和结论, 但随着特征尺寸的不断减小, 芯片制造过程的复杂程度不断提高, 新的电迁移失效模式仍层出不穷, 微结构对薄膜电迁移特性的影响仍然是目前电迁移研究的重点之一.

当特征尺寸降到深亚微米时, 大部分导线变成了竹状结构, 再加上铝导线的界面和表面所占的比例越来越大, 由于界面扩散导致的铝连线电迁移失效也逐渐成为关注点^[48—54]. 但是由于同期出现了铜互连技术, 大量的研究力量转向了铜互连, 铝互连线中的界面扩散导致的电迁移失效的研究就显得不足. 目前主要的研究结果都将铝互连的界面扩散与界面处三铝化钛 (TiAl_3) 的形成联系在了一起. Srikar 等的研究显示沿 Al/TiAl₃ 界面扩散的活化能和沿 Al/Al₂O₃ 界面的相当^[51], 这说明沿 Al/TiAl₃ 界面扩散是很困难的, 然而 Hosaka 等的结果却认为连续的 Al/TiAl₃ 界面提供了快速扩散通道, 非连续的这种界面反而能阻碍电迁移扩散^[39]. Proost 等却认为 Al/TiAl₃ 界面的存在就加速了电迁移失效, 与之是否连续没有必然联系^[52].

实际芯片的电迁移问题非常复杂, 并不能通过改善晶界和界面或表面就解决所有问题, 还有其他方面的考虑. 例如 Blech 效应^[55], 即金属连线在特定电流强度作用下对应有一个“关键长度”, 当导电长度小于它时, 理论上将永远不出现电迁移失效, 还有电流拥塞效应^[1], 插塞结构和封装结构中的电迁移失效大多和它有密切关系.

4.3. 铜互连线电迁移问题的特点

在铜互连线技术逐渐成为主要的互连制造技术后, 关于它的电迁移的研究也成为了学术界和工业界的重点, 铜互连线的电迁移研究成果正在快速积累中^[1, 25]. 分析和总结铜互连线电迁移问题的特点可以从另一个角度为铝互连线提供些有益的参考和启发.

总的来说, 铜互连线的电迁移失效也符合本文第二部分的理论结果, 但由于铜薄膜表面无法像铝薄膜那样形成致密的氧化物钝化层, 所以铜薄膜中主要扩散通道是铜表面^[56]. 铜互连线与竹状结构铝互连线电迁移失效的扩散模式很类似, 所以两者之间存在相互借鉴和参考的地方. 研究铜互连线电迁移可靠性的重点是通过工艺条件改善铜薄膜的表面性质. 目前主要有两种方法, 一是在铜薄膜表面覆盖

一层特殊的薄膜,如 Hu 等发现铜表面覆盖一层 $CoWP$ 就能够大大提高铜互连线的 MTF ^[57];二是直接通过特殊工艺处理铜薄膜的表面,如 Lin 等通过处理铜表面的覆盖层与绝缘层间界面也能够提升其抗电迁移性能^[58]。

但是,铜互连线特有的一些因素——如采用低介电常数的绝缘材料($low-k$)和双镶嵌($dual-damascene$)互连架构($architecture$)等——对其电迁移结果造成了很大影响,它们决定了铜互连线与铝互连的电迁移问题有显著不同,必须有针对性的研究和解决各自面临的挑战。由于 $low-k$ 材料在机械性能、热稳定性和粘附性等关键指标上大不如传统的绝缘材料,所以将先进的 $low-k$ 材料与铜互连线的其他工艺顺利整合并确保其整体可靠性也是目前学术界与工业界的研究热点之一^[1,59];而 $dual-damascene$ 互连结构会导致插塞底部的一些小空洞极大地影响电迁移可靠性^[60],因而与插塞相关的工艺步骤和互连线架构的设计也是优化和改进的重要方向。

5. 超深亚微米铝互连线电迁移可靠性面临的挑战

5.1. 研究超深亚微米铝互连线电迁移问题的重要性

一般认为铜互连线比铝互连线具有更好的抗电迁移性能^[1],但对实际芯片来讲,情况要复杂得多。铜互连的制造工艺流程和失效机制共同决定了铜互连线往往在界面出现空洞,导致其电迁移失效往往表现出比较大的个体差异,即大量样品的电迁移失效时间表现出较大的均方差,这一点从产品可靠性上讲是很不好的现象^[25,61]。图 8 列出了近十年全世界晶圆厂在各制造技术下的产能分布^[62],图中的结果不仅表明铝互连工艺($\geq 0.18 \mu m$)在目前仍然是主要的互连线制造技术,而且也显示了特征尺寸为 $0.18 \mu m$ 的制造技术在近几年都将是主要的技术节点。可以预想,在超深亚微米铝互连线制造技术中遇到的可靠性问题,尤其是电迁移挑战,将是工业界近期面临的棘手问题。所以研究铝互连线,尤其是超深亚微米铝互连线的电迁移可靠性问题在近期内都具有重要的工业应用价值。

$TiAl_3$ 对界面扩散的影响机制的众说纷纭实际上反映了对超深亚微米铝互连电迁移可靠性研究的

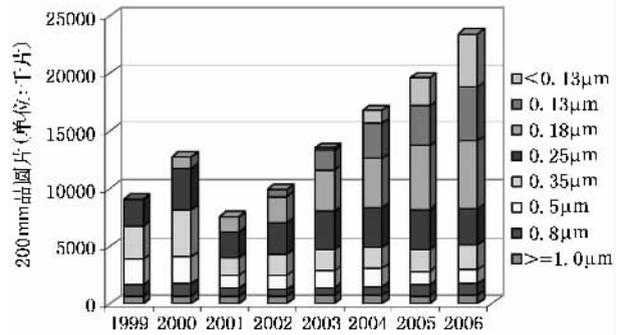


图 8 全世界晶圆厂不同生产技术能力下的产能分布^[59]

不充分性。在早期特征尺寸较大的铝互连技术中已经发现了某些情况下需要考虑界面扩散对铝互连线电迁移失效的影响^[49],而金属互连的线宽减小后会直接导致界面向对截面所占比例的增加,所以可以预料在超深亚微米铝互连线中,晶界扩散和界面扩散将会经常共同决定电迁移的失效规律,这种规律或许在铜互连发展到一定阶段也将成为电迁移的主导机制^[63]。超深亚微米技术是铝互连线应用的极限,研究在极端条件下铝互连线电迁移失效规律的特点不仅具有材料学上的重要意义,也可能为将来研究铜互连线在极端情况下的电迁移表现提供有益的参考。

5.2. 超深亚微米铝互连线电迁移可靠性面临的挑战

超深亚微米铝互连技术面临的电迁移可靠性的挑战主要来源于以下三个方面:1) 超深亚微米的铝互连线的特征尺寸的相对深亚微米特征尺寸的减小,图 9 是各个技术节点下第一层金属互连线承担的电流强度^[64,65],可以看到从深亚微米发展到超深亚微米后,电流强度急剧增加,而变化更剧烈的则是导线的界面面积与截面面积之比^[64,65],见图 10。在其他条件相同的情况下,电流强度的增加会减少金属互连线的电迁移平均失效时间,而界面面积所占比例的剧增将导致界面处发生电迁移失效的几率明显增加。所以对超深亚微米的铝互连线而言,不仅要求铝导线本身的质量要进一步提高,也要求铝互连线的各个界面要有更好的可靠性来抵抗可能发生的界面电迁移失效。2) 超深亚微米铝互连线的层数较深亚微米更多,不仅经历的高温步骤增多,而且工艺过程中要经历比深亚微米工艺更高温度的某些工艺步骤(如采用掺氟的二氧化硅作为绝缘介质层),所

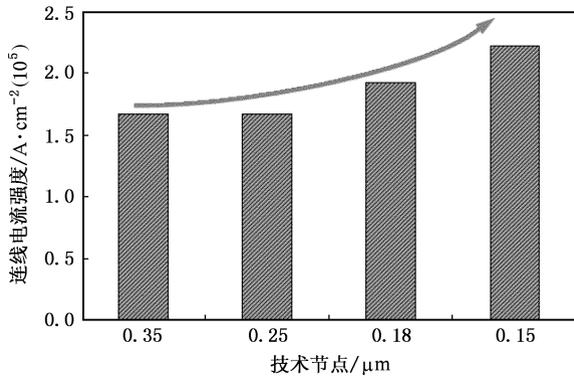


图9 深亚微米和超深亚微米技术节点时金属互连线的电流强度

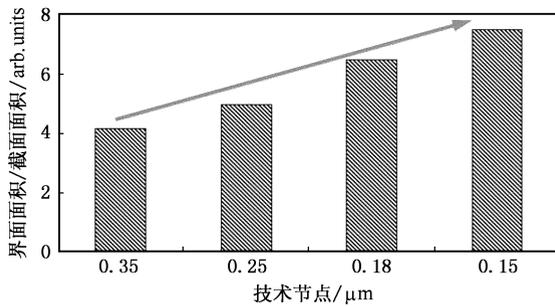


图10 深亚微米和超深亚微米技术节点时金属互连线的界面面积和截面面积的相对比

以对整个互连线在高温以及反复的升降温过程中的各项性能的稳定性提出了很高的挑战.一旦铝互连薄膜在高温周期中发生应力变化或者界面反应(如生成铝钛合金)造成空洞出现,就直接加剧电迁移发生的几率和程度.所以在超深亚微米铝互连线中,电迁移问题往往和应力导致的空洞或小丘突起等互连线可靠性问题共生^[66,67],使情况更加复杂.3)超深亚微米技术下的芯片中金属连线分布更加复杂,因而对温度分布更敏感,这一方面减小了制造工艺的窗口,即制造步骤中的工艺参数允许波动的范围变小;另一方面也导致了金属连线结构的质量呈现较大的个体差异,最终导致电迁移失效也表现出波动性.

以上这些情况决定了超深亚微米技术中的铝互连线的电迁移问题必须考虑更多的因素.失效机制方面,晶界扩散和界面扩散已经共同成为失效的主要原因.在实际生产中,解决超深亚微米铝互连线的电迁移问题必须通过工艺整合的方式解决,不仅要想办法改进金属薄膜沉积的工艺来提升微结构,同时也要保证铝互连线中各个界面的稳定性,必要时还要综合考虑整个工艺流程中温度效应和应力效应的影响.

- [1] Tu K N 2003 *J. Appl. Phys.* **94** 5451
- [2] Wang Z C 2005 *Thermodynamics and Statistical Physics* (Beijing: Higher Education Press) Chapter 6 (in Chinese) [汪志诚 2005 热力学统计物理(北京:高等教育出版社)第六章]
- [3] Shewmon P 1998 *Diffusion in Solids* (Warrendale: Minerals, Metals, & Materials Society) Chapter 2
- [4] Nowick A S, Burton J J 1974 *Diffusion in Solids: Recent Developments* (New York: Academic) Chapter 6
- [5] Huntington H B, Grone A R 1961 *J. Phys. Chem. Solids* **20** 76
- [6] Gao G B, Li X X 1987 *Reliability Physics of Semiconductor Devices* (Beijing: Science Press) Chapter 5 (in Chinese) [高光渤、李学信 1987 半导体器件可靠性物理(北京:科学出版社)第五章]
- [7] Ho P S, Kwok T 1989 *Rep. Prog. Phys.* **52** 301
- [8] ASTM standards F 1259
- [9] JEDEC standards JESD87
- [10] Guo S H 1997 *Electrodynamics* (Beijing: Higher Education Press) p150 (in Chinese) [郭硕鸿 1997 电动力学(北京:高等教育出版社)第150页]
- [11] Zheng X P, Zhang P F, Liu J et al 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 2687 (in Chinese) [郑小平、张佩峰、刘军等 2004 物理学报 **53** 2687]
- [12] Zhang W J, Yi L, Tu J N et al 2005 *J. Electro. Mater.* **34** 1307
- [13] Cho J Y, Mirpuri K, Lee D N et al 2005 *J. Electro. Mater.* **34** 53
- [14] Humphreys F J 2001 *J. Mater. Sci.* **36** 3833
- [15] Orloff J, Swanson L, Utlaut M 2002 *High Resolution Focused Ion Beams: FIB and Applications* (New York: Springer) p245
- [16] Zhang W J, Yi L, Tao K et al 2006 *Semicond. Sci. Technol.* **21** 633
- [17] Oates A S 1996 *J. Appl. Phys.* **79** 163
- [18] Du L, Zhuang Y Q, Xue L J 2002 *Acta Phys. Sin.* **51** 2836 (in Chinese) [杜磊、庄弈棋、薛丽君 2002 物理学报 **51** 2836]
- [19] Black J R 1967 *IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)* 148
- [20] Zong Z X, Du L, Zhuang Y Q et al 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 5872 (in Chinese) [宗兆翔、杜磊、庄弈棋等 2005 物理学报 **54** 5872]
- [21] JESD Standards JP-001
- [22] Martin A, Vollertsen R P 2004 *Microelectron. Reliab.* **44** 1209
- [23] Lee T C, Tibel D, Sullivan T D et al 2001 *IRPS* 172
- [24] Thompson C V 2000 *Annu. Rev. Mater. Sci.* **30** 159
- [25] Ogawa E T, Lee K D, Blaschke V A, et al 2002 *IEEE Transactions on Reliability* **51** 403

- [26] Filippi R G , Gribelyuk M A , Joseph T *et al* 2001 *Thin Solid Film* **388** 303
- [27] Ames I , d 'Heurle F M , Horstmann R E , 1970 *IBM J Res Develop* **44** 461
- [28] Dekker J P , Volkert C A , Arzt E *et al* 2001 *Phys. Rev. Lett.* **87** 35901
- [29] Wang C P , Lopatin S , Marathe A *et al* 2001 *IEEE International Interconnect Technology Conference (IITC)* 86
- [30] Tonogawa T , Hiroi M , Motoyama K *et al* 2003 *IITC* 216
- [31] Cho J , Thompson C V 1989 *Appl. Phys. Lett.* **54** 2577
- [32] Vaidya S , Sinha A K 1981 *Thin Solid Films* **75** 253
- [33] Zhang J M , Xu K W , Zhang M R 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 1207 (in Chinese) [张建民、徐可为、张美荣 2003 物理学报 **52** 1207]
- [34] Tsukada M , Ohfuji S I 1993 *J. Vac. Sci. Technol. B* **11** 326
- [35] Homberg M J C , Alkemade P F A , Verbruggen A H *et al* 1997 *Microelectron. Eng.* **35** 277
- [36] Naik M *et al* 1998 *J. Vac. Sci. Technol. A* **16** 1233
- [37] Avinun M , Guo T , Chen L , *et al* 1999 *Solid-State Electron.* **43** 1011
- [38] Sekiguchi M , Sawada K , Fukumoto M 1994 *J. Vac. Sci. Technol. B* **12** 2992
- [39] Hosaka M , Kouno T , Hayakawa *et al* 1998 *IRPS* 329
- [40] Sasaki T , Dohnomae H 1998 *Jpn. J. Appl. Phys.* **37** 6544
- [41] Kwon D C , Wee Y J , Park Y H , *et al.* 1999 *IITC* 143
- [42] Yoo S , Kim Y H , Yoon C S 2001 *J. Vac. Sci. Technol. B* **19** 856
- [43] Kamoshida K 2001 *J. Vac. Sci. Technol. B* **19** 2190
- [44] Park Y B , Lee D W 2001 *Mat. Sci. Eng. B-Solid* **87** 70
- [45] Onoda H , Narita T , Touchi K , *et al* 1996 *IRPS* 139
- [46] Kamoshida K , Ito Y 1997 *J. Vac. Sci. Technol. B* **15** 961
- [47] Yoshida T , Hashimoto S , Hosokawa H *et al* 1997 *IRPS* 226
- [48] Lee C C , Machlin E S , Rathore H 1992 *J. Appl. Phys.* **71** 5877
- [49] Hu C K , Small M B , Rodbell K P , *et al* 1993 *Appl. Phys. Lett.* **62** 1023
- [50] Augur R A 1994 *IRPS* 266
- [51] Srikar V T , Thompson C V 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 2677
- [52] Proost J , Maex K , Delary L 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 99
- [53] Lau J T , Prybyla J A , Theiss S K 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 164
- [54] Bhate D N , Kumar A , Bower A F 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 1712
- [55] Blech I A , Herring A 1976 *Appl. Phys. Lett.* **29** 131
- [56] Lloyd J R 1998 *Report from Lloyd Technology Associates , Inc.*
- [57] Hu C K , Gignac L , Rosenberg R , *et al.* 2002 *Appl Phys. Lett.* **81** 1782
- [58] Lin M H , Lin Y L , Chen J M *et al* 2004 *IRPS* 229
- [59] Maex K , Baklanov M R *et al* 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 8793
- [60] Alam S M , Wei F L *et al.* 2005 *Proceedings of the Sixth International Symposium on Quality Electronic Design 2C.4*
- [61] Thompson C V 2003 *Presentation in the Symposium on Silicon Materials-Processing Characterization and Reliability* , Spring Materials Research Society Meeting.
- [62] Semico Research Corp. 2003 *Challenges Facing Advanced Process Manufacturing* ,
- [63] Su R , Liu F Q , Qian H J *et al* 2002 *Acta Phys. Sin.* **51** 2325 (in Chinese) [苏润、刘凤琴、钱海杰等 2002 物理学报 **51** 2325]
- [64] Rahmat K , Nakagawa O S , Oh S Y *et al* 1995 *International Electron Devices Meeting* 245
- [65] Cong J , Pan Z , He L *et al* 1997 *IEEE/ACM International Conference on Computer-Aided Design* 478
- [66] Oates A S 1996 *IRPS* 164
- [67] Foerster J , Schuderer B , Haeuser M *et al* 2004 *Seventh International Workshop on Stress-Induced Phenomena in Metallization* 39

Electromigration in Al interconnects and the challenges in ultra-deep submicron technology

Zhang Wen-Jie^{1,2,3)†} Yi Wan-Bing^{1,2,3)} Wu Jin³⁾

1) (Shanghai Institute of Microsystem and Information Technology , Chinese Academy of Sciences , Shanghai 200050 , China)

2) (Graduate School of Chinese Academy of Sciences , Beijing 100049 , China)

3) (Grace Semiconductor Manufacturing Corporation , Shanghai 201203 , China)

(Received 6 February 2006 ; revised manuscript received 22 March 2006)

Abstract

Electromigration (EM) problem in Al interconnects is one of the most persistent and important challenges in the microelectronic industry. From 1990s , with the scaling down and new processes introduced , ultra-deep submicron (feature size $\leq 0.18 \mu\text{m}$) Al interconnects involve more complicated EM issues. In this paper , we summarized the basic formulae of the EM phenomena and got the important flux divergence equations. Based on the equations , the research methods for EM problems were reviewed. The main issues and solutions during the half century of investigation for Al EM challenges were reviewed as well. Finally , the essentials and challenges of current ultra-deep submicron Al EM reliability are analyzed , and some prospective solutions were also proposed.

Keywords : electromigration , Al interconnects , microstructure

PACC : 6630Q , 6480G

† E-mail : wenjiezhang86@gmail.com