

交流电作用下 Au 薄膜热疲劳失效行为的研究 *

王 鸣^{1,2)} 张 滨¹⁾ 刘常升¹⁾ 张广平²⁾

1) 东北大学材料与冶金学院材料各向异性与织构教育部重点实验室, 沈阳 110819

2) 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016

摘 要 本文研究了交流电致循环热应变作用下 200 nm 厚 Au 薄膜的失效行为. 结合实验结果和理论计算, 确定了交流电作用下 6 μm 宽 Au 薄膜导线上的温度分布, 并由此确定了 Au 互连线在交流电作用下达到稳定状态后的循环热应变范围. 结果表明, 应变范围 $\Delta\varepsilon \leq 0.35\%$, 经过 5×10^6 cyc 热循环后, Au 互连线中的晶粒出现不同程度的增长, 晶界损伤导致 Au 互连线的最终失效. 对 Au 薄膜热疲劳、机械疲劳失效行为及其机制进行了分析.

关键词 Au 薄膜, 交流电, 热疲劳

中图分类号 TF777.1

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2011)05-0601-04

STUDY ON THERMAL FATIGUE FAILURE OF THIN GOLD FILM WITH ALTERNATING CURRENT LOADING

WANG Ming^{1,2)}, ZHANG Bin¹⁾, LIU Changsheng¹⁾, ZHANG Guangping²⁾

1) Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials (Ministry of Education), School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819

2) Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 72 Wenhua Road, Shenyang 110016

Correspondent: ZHANG Guangping, professor, Tel: (024)23971938, E-mail: gpzhang@imr.ac.cn

Supported by National Basic Research Program of China (No.2010CB631003)

Manuscript received 2010-12-10, in revised form 2011-02-08

ABSTRACT Metallization interconnects in microelectronic integrated circuits usually fail during fabrication and long-term service under electrical, mechanical, or thermal field and coupled multi-field of them, such as electromigration (EM) failure induced by direct current, stress-induced voiding (SIV) damage and thermal fatigue under thermal cyclic strain, which affect the reliability of the interconnects. Although EM and SIV have been actively investigated for several decades, there is limited work on thermal cyclic strain-induced thermal fatigue behaviors of thin metal films, which are becoming a more and more important reliability issue. In this work, the failure behavior of the 200 nm-thick Au thin films was studied through applying thermal cyclic strain generated by alternating current. The total thermal cyclic strain was determined from the temperature distribution along the Au line with a width of 6 μm according to the experiment measurement and theoretical calculation. It was found that the grain size in the Au thin films increased inhomogenously and the damage along grain boundaries resulted in the fatal failure of the Au line in the condition of $\Delta\varepsilon \leq 0.35\%$ after 5×10^6 cyc. Based on the experimental observations, thermal fatigue and mechanical fatigue failure behaviors were analyzed comparatively, and the basic mechanisms were discussed.

KEY WORDS gold film, alternating current, thermal fatigue

集成电路中的金属互连布线在制备和使用过程中往

往受到电、热、力的耦合作用而发生失效. 例如, 直流电诱发的金属互连布线的电迁移、应力导致的孔洞损伤和热循环应变引起的热疲劳破坏都会严重影响金属互连布线的服役可靠性. 关于电迁移和应力孔洞, 从上世纪六十年代起就被大量的研究^[1], 而对于金属薄膜的热疲劳失效行为的研究目前尚不够充分. 近年来, 人们对微米至纳米厚度的 Cu 和 Ag 薄膜的疲劳性能

* 国家重点基础研究发展计划资助项目 2010CB631003

收到初稿日期: 2010-12-10, 收到修改稿日期: 2011-02-08

作者简介: 王 鸣, 男, 1982 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2010.00668

进行研究,发现微米厚度金属薄膜的疲劳特征仍然与块体金属相似,但随着薄膜厚度的减小,材料中典型的位错结构和疲劳挤出损伤已消失^[2-6]。由于金属薄膜与基体之间热膨胀系数的不同,温度循环变化会产生循环热应变,从而造成薄膜的热疲劳破坏。研究^[7-13]发现,交流电导致的循环热应变作用下的较窄线宽 Al, Cu 和 Au 互连线的热疲劳失效行为不同于机械循环应变作用下薄膜和块体材料的损伤行为。

本文利用交流电在 200 nm 厚, 6 μm 宽的 Au 薄膜连线中产生电/力/热多场耦合,通过原位观察和电阻测量并结合理论计算对交流电作用下的 Au 薄膜的热疲劳失效行为进行了研究。

1 实验方法

采用射频磁控溅射在超高真空 ($<1.33 \times 10^{-5}$ Pa) 条件下,在厚度为 1 mm 的 SiO_2 基底上沉积了厚度为 200 nm 的 Au 薄膜。X 射线衍射 (XRD) 分析表明, Au 薄膜具有一定的 (111) 面外织构。采用聚焦离子束在 Au 薄膜上微加工出一系列长为 50 μm , 宽为 6 μm 的 Au 互连线。为了使 Au 互连线的侧面光滑平整,采用加速电压为 5 keV 的 1×10^{-11} A 离子束流清洁互连线所有的侧面。实验过程中在互连线上加载 50 Hz 的交流电。用 LEO Super 35 扫描电镜 (SEM) 观察 Au 薄膜的形貌。图 1 所示为通交流电前 Au 互连线的 SEM 像。由图 1 可知, Au 薄膜的平均晶粒尺寸为 74.0 nm。

当对金属薄膜施加交流电时,交流电所产生的循环 Joule 热在薄膜上形成循环变化的温度,由于薄膜和基体的热膨胀系数不同,导致薄膜与基体之间产生热失配,从而产生循环热应变,造成金属薄膜的热疲劳损伤^[9,12]。基于这一原理和方法,建立了交流电致金属薄膜循环热应变的原位实验系统^[13]。实验过程中发现用两点测量法与用四点测量法测量 Au 薄膜表面的接触电阻,结果相差很小,因此实验中用钨针将频率为 50 Hz 的交流电施加到 Au 互连线的两端,加载的电流密度为 6×10^6 A/cm²。自动记录 Au 互连线电阻的变化,并据此判断其循环寿命。

2 实验结果与讨论

2.1 Au 互连线中的温度分布

与 Au 相比, SiO_2 基底的热导率很低,并且体积很大

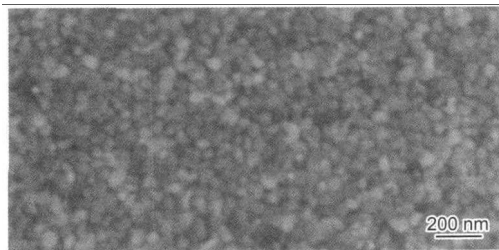


图 1 原始 Au 薄膜的 SEM 像

Fig.1 SEM image of the original Au film

多,因此认为实验过程中 SiO_2 基底与 Au 薄膜接触界面处温度与 Au 薄膜相同,而其余部分温度恒定。由于空气产生的换热很少,实验在较低温度完成,辐射传热可以忽略, Au 互连线两端的 Au 薄膜面积相对于 Au 互连线来说可看成无限大,因此认为交流电诱发在 Au 互连线上产生的循环 Joule 热只向 Au 互连线的两端传递。沿 Au 互连线的温度分布满足以下非奇次一维热传导方程:

$$\rho c \times \frac{\partial T}{\partial t} - k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = Q(x, t) \quad (1)$$

式中, ρ , c 和 k 分别为 Au 的密度、比热容和热导率; x 表示 Au 互连线上的点距中心的距离; $Q(x, t)$ 是 Au 互连线在交流电作用下的等效内热源,与电流大小、加载时间和 Au 互连线上的位置有关。

根据式 (1) 求得的 Au 互连线在加载交流电 1 h 时的温度分布如图 2a 所示 (对应时刻电压处于峰值位置)。可见, Au 互连线的温度由中心向两端逐渐降低,说明热量由两端传输耗散。计算还发现, Au 互连线两端位置温度恒定在 142 $^{\circ}\text{C}$ 附近仅有微小波动。在交流电作用下, Au 互连线上任意点的温度都将循环变化,循环周期为交流电周期的 1/2, 峰值电压时刻互连线上各点温度最高,称为峰值温度 $T_{\max}(x)$ 。由图 2a 可见, Au 互连线的中心点峰值温度 $T_{\max}(0)$ 高于其余位置。假设在交流电作用过程

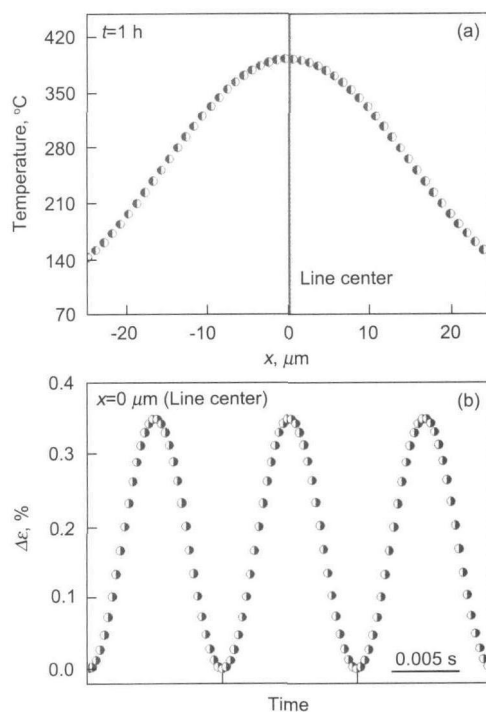


图 2 交流电作用 1 h 时, Au 互连线上的温度分布及其中心位置的热应变差 $\Delta\epsilon$ 随时间的变化

Fig.2 Temperature distribution along Au interconnect line after electrified alternating current for 1 h (a), and variation of $\Delta\epsilon$ in the centre of Au interconnect line with time (b)

中, Au 互连线各点温度均可在电压为 0 时刻达到最低, 且为互连线两端的温度 (142 °C), 则在交流电作用下, 互连线上点在任意时刻相对于最低温度的温度差为 $\Delta T(x, t)$, 互连线上各点相对于其最低温度时的热应变差 $\Delta \varepsilon(x, t)$ 为

$$\Delta \varepsilon(x, t) = (\alpha_{\text{Au}} - \alpha_{\text{SiO}_2}) \Delta T(x, t) \quad (2)$$

式中, $\alpha_{\text{Au}} = 14.2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_{\text{SiO}_2} = 0.55 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 分别为 Au 和玻璃态 SiO_2 的热膨胀系数^[14]. $\Delta T(x, t)$ 最大值对应于 Au 互连线中心点在电压处于峰值时刻, 称为 ΔT_{max} , 互连线上其余点在任意时刻的温度与最低温度之差均小于 ΔT_{max} . 因此, 根据式 (2) 可知, 在实验过程中, 互连线中心点具有最大的 $\Delta \varepsilon$, 为 0.35%. 计算得出在交流电作用下, 6 μm 宽 Au 互连线中心位置 $\Delta \varepsilon$ 随时间的变化曲线如图 2b 所示.

2.2 热疲劳损伤与失效行为

图 3a 为 Au 互连线在变化幅值 $\Delta \varepsilon \leq 0.35\%$ 的热循环应变作用 5×10^6 cyc 后的 SEM 像. 可见, 在 Au 互连线上可以观察到不同的疲劳损伤形貌, 包括空洞和楔形凹陷和微裂纹. 图 3b 是图 3a 中方框所示区域的背电子散射像. 可见, 局部凹陷区呈现相同颜色 (图 3b 中箭头所指), 表明此区域的晶粒取向接近或相同, 区域尺寸约 300 nm, 与 Au 薄膜中的晶粒尺寸相当, 说明凹陷区的形成是由于晶粒薄化形成的. 由于 Au 互连线在交流电加载过程中具有较高的温度, 导致 Au 原子扩散的能力加大, Au 原子扩散使得晶粒薄化形成楔形凹陷区, 并最终形成孔洞. 孔洞约为一个晶粒大小 (200—300 nm), 随着原子扩散的进行, 相邻孔洞之间可连通形成大空洞, 最终导致 Au 互连线失效.

由图 3b 还可见, 在互连线上出现了许多微裂纹, 这是 Au 互连线的另一种损伤形式, 这些微裂纹大多在三叉晶界处形成, 有的微裂纹贯穿一个甚至多个晶粒, 并沿着晶界扩展. 在图 3b 中没有出现 Mönig^[8] 和 Park 等^[11] 所发现的当金属互连线的晶粒尺寸为微米量级时, 交流电诱发的热疲劳损伤是通过晶粒内位错运动在

薄膜表面形成表面褶皱, 然后在表面褶皱处产生较大的热效应导致材料最终失效的“表面褶皱”现象. Zhang 等^[15] 对 60 nm 厚的 Cu 薄膜的交流电诱发热疲劳损伤行为的研究发现, 热疲劳损伤表面主要是由一个个挤出的晶粒形成的损伤带组成, 原因是晶粒尺寸比较小 (55 nm) 且薄膜厚度非常薄 (60 nm), 在互连线中间形成较高的温度幅, 并引起很大的应变幅, 从而导致膜基界面脱粘, 电流促进的晶界扩散加快了整个晶界与基底的完全脱粘, 最终形成晶粒挤出的损伤带. 本文的金属薄膜平均晶粒尺寸仅为 74 nm, 细小的晶粒尺寸导致对位错运动产生强烈的抑制作用, 位错的活动能力明显减弱, 因此不会形成由于位错运动引起的表面褶皱; Au 薄膜的晶粒尺寸虽然同样是在纳米量级, 但由于厚度与文献 [15] 中所用 Cu 薄膜的差异造成本文中 Au 薄膜的热疲劳损伤是在晶界处出现微裂纹和孔洞. 无论是微裂纹还是孔洞, 主要都是由于 Au 薄膜上温度较高, 原子扩散能力大大加强, 在形成孔洞和裂纹的同时, 在其附近也产生了丘起 (图 3a 中箭头所示).

对 200 和 300 nm 厚的 Cu 薄膜机械疲劳行为的研究^[6,16,17] 表明, 尽管晶粒尺寸为微米量级, 但薄膜厚度接近纳米尺度时, 疲劳损伤也主要表现为与界面有关的疲劳损伤行为, 如沿晶界和孪晶界萌生疲劳微裂纹, 而不是在晶粒内部产生大量的疲劳挤出. 本文中 200 nm 厚 Au 薄膜的微裂纹虽然在晶界处产生, 但疲劳损伤机制与机械疲劳行为不同. 机械疲劳损伤主要是由于受约束的单根位错的往复运动, 并在晶界处塞积, 引起晶界的局部应力集中, 从而导致沿界面处萌生微裂纹; 而交流电作用下的疲劳损伤是由于高温导致的原子扩散, 形成晶界沟槽和微孔洞, 并在三叉界面处萌生微裂纹. 与原始晶粒尺寸相比较, Au 互连线经 5×10^6 cyc 热循环应变作用后, 晶粒尺寸明显增大, 从原来的约 74 nm 增加到 200—300 nm, 且晶粒长大的程度随 Au 互连线的位置不同而不同, 说明在 Au 互连线热疲劳损伤失效行为的研究中应该考虑晶粒长大问题.

图 4 示出了 Au 互连线在不同热循环应变范围作用

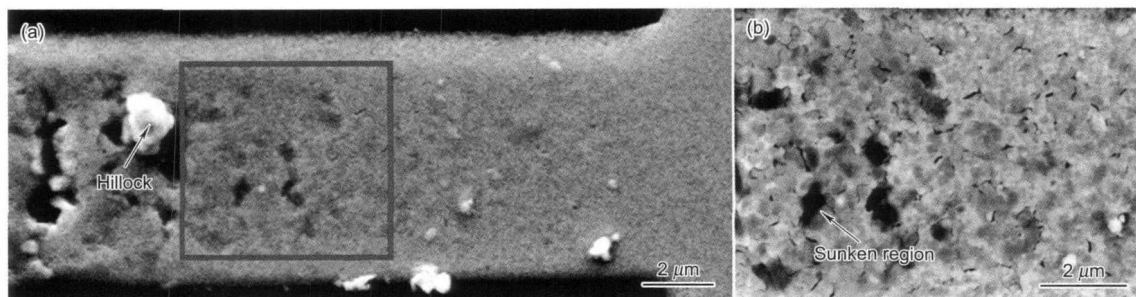


图 3 厚度为 200 nm, 宽度为 6 μm 的 Au 互连线在交流电作用 5×10^6 cyc 后损伤区域的 SEM 像和背散射电子像
Fig.3 SEM image of the damaged region of 200 nm thick and 6 μm wide Au interconnect line after electrified alternating current for 5×10^6 cycles (a) and back-scattered electron image of the area denoted by frame in Fig.3a (b)

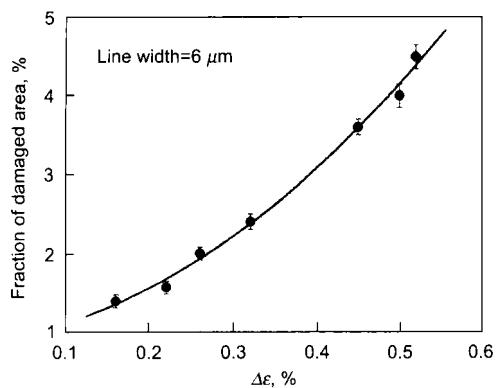


图 4 Au 互连线热疲劳损伤面积分数与热循环应变幅值 $\Delta\epsilon$ 之间的关系

Fig.4 Damage area fraction in Au interconnect line as a function of the thermal strain range $\Delta\epsilon$

下热疲劳损伤面积分数与 $\Delta\epsilon$ 之间的关系, 其中, 损伤面积分数表示 Au 互连线上所有热疲劳损伤面积的总和与 Au 互连线面积之比, 其能有效地反映出 Au 互连线热疲劳的损伤程度. 由图 4 可看出, 随着 $\Delta\epsilon$ 的增大, 损伤面积分数呈抛物线趋势增加, 与 Park 等^[10] 给出的结果基本相同.

3 结论

厚度为 200 nm, 线宽为 6 μm 的 Au 互连线在交流电作用 5×10^6 cyc 后 (热循环应变幅值 $\Delta\epsilon \leq 0.35\%$) 发生热疲劳损伤导致失效. 初始晶粒尺寸为 74 nm 的 Au 互连线中晶粒薄化和晶界裂纹是 200 nm 厚 Au 互连线热疲劳损伤的主要形式, 这是由于高温下热应变诱发的原子扩散所致. Au 互连线的热疲劳损伤程度随热循环应变范围值的增加呈抛物线趋势增大.

参考文献

- [1] Hau-Riege C S. *Microelectron Reliab*, 2004; 44: 195
- [2] Zhang G P, Wang Z G. *Acta Metall Sin*, 2005; 41: 1 (张广平, 王中光. 金属学报, 2005; 41: 1)
- [3] Read D T. *Int J Fatigue*, 1998; 20: 203
- [4] Schwaiger R, Kraft O. *Scr Mater*, 1999; 41: 823
- [5] Schwaiger R, Kraft O. *Acta Mater*, 2003; 51: 195
- [6] Zhang G P, Volkert C A, Schwaiger R, Wellner P, Arzt E, Kraft O. *Acta Mater*, 2006; 54: 3127
- [7] Keller R R, Mönig R, Volkert C A, Arzt E, Schwaiger R, Kraft O. *AIP Proceedings of the 6th International Workshop of Stress Induced Phenomena in Metallization*, New York: AIP, 2002: 119
- [8] Mönig R. *PhD Thesis*, University of Stuttgart, Germany, 2005
- [9] Mönig R, Keller R R, Volkert C A. *Rev Sci Instrum*, 2004; 75: 4997
- [10] Park Y B, Mönig R, Volkert C A. *Thin Solid Films*, 2007; 515: 3253
- [11] Park Y B, Mönig R, Volkert C A. *Thin Solid Films*, 2006; 504: 321
- [12] Zhang G P, Volkert C A, Schwaiger R, Mönig R, Kraft O. *Microelectron Reliab*, 2007; 47: 2007
- [13] Wang M, Zhang B, Zhang G P, Liu C S. *Scr Mater*, 2009; 60: 803
- [14] Guan Z D, Zhang Z T, Jiao J S. *Inorganic Materials Physical Property*. Beijing: Tsinghua University Press, 1992: 127 (关振铎, 张中太, 焦金生. 无机材料物理性能. 北京: 清华大学出版社, 1992: 127)
- [15] Zhang J, Zhang J Y, Liu G, Zhao Y, Ding X D, Zhang G P, Sun J. *Scr Mater*, 2009; 60: 228
- [16] Zhang G P, Volkert C A, Schwaiger R, Arzt E, Kraft O. *J Mater Res*, 2005; 20: 201
- [17] Zhang B, Sun K H, Liu Y D, Zhang G P. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 1 (张 滨, 孙恺红, 刘永东, 张广平. 金属学报, 2006; 42: 1)