

界面合金化控制柔性 Al/PI 薄膜应力的研究

蒋钊 陈学康

Study on controlling the stress in flexible Al/PI film by interface alloying

Jiang Zhao Chen Xue-Kang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 64, 216802 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.216802

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.216802>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I21>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

基底表面纳米织构对非晶四面体碳膜结构和摩擦特性的影响研究

Effect of ion-beam surface modification technology on the variation of surface texture

物理学报.2015, 64(3): 036801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.036801>

纳米 FePt 颗粒: MgO 多层复合薄膜的外延生长、微观结构与磁性研究

Epitaxial growth micro-structure and magnetic studies of FePt nanoparticles: MgO multi-layer composite thin films

物理学报.2014, 63(16): 166801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.166801>

高速率沉积磁控溅射技术制备 Ge 点的退火生长研究

Study on the annealing growth of Ge dots at high deposition rate by using magnetron sputtering technique

物理学报.2014, 63(15): 156802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.156802>

潮湿空气对碘化铯薄膜结构和性质的影响

Influence of air exposure on the structure and properties of cesium iodide film

物理学报.2014, 63(14): 146801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.146801>

脉冲敲击技术对 PI 微球表面粗糙度的影响

Influence of pulse tapping technology on surface roughness of polyimide capsule

物理学报.2013, 62(19): 196801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.196801>

界面合金化控制柔性 Al/PI 薄膜应力的研究*

蒋钊† 陈学康

(兰州空间技术物理研究所, 真空技术与物理重点实验室, 兰州 730010)

(2015 年 1 月 21 日收到; 2015 年 7 月 3 日收到修改稿)

针对航天器用 MEMS 热控百叶窗存在的柔性薄膜应力问题, 开展界面合金化控制薄膜应力技术研究. 通过给柔性 Al/PI 薄膜体系添加中间层 Sn, 使其合金化, 使晶格产生膨胀畸变, 来引入相反的应力与已经存在的本征压应力相抗衡, 可获得低表观应力的薄膜. 用 SEM 和 EDS 剖面分析验证了 Sn 原子发生了明显的扩散现象, 形成了 Al-Sn 合金层. 这种方法可作为控制薄膜应力的一种新的技术手段.

关键词: 柔性薄膜, 薄膜应力, 界面合金化

PACS: 68.37.-d, 68.55.-a, 01.50.ff, 61.05.-a

DOI: 10.7498/aps.64.216802

1 引言

航天器微机电系统 (micro-electromechanical systems, MEMS) 热控百叶窗的微镜阵列采用柔性 Al/PI (polyimide, 聚酰亚胺) 二层薄膜结构, 这种微结构相对于 MEMS 常用的硅基微结构而言质量轻, 无脆性, 能够经受航天器所经历的严酷力学环境. 但是在薄膜应力作用下, 这种微镜会产生严重的弯曲变形, 根本无法制作出所设计的微镜阵列. 因此, 如何有效控制薄膜应力成为 MEMS 热控百叶窗研制中的一个重要问题, 必须采取适当的措施来消除或减小薄膜中的宏观应力, 使之趋于平整^[1].

由 Al/PI 薄膜的应力产生机理可知, 薄膜的应力主要源于溅射工艺的喷丸效应, 还有薄膜非平衡生长过程中的生长应力, 晶格内的缺陷引起的应力集中, 以及膜基界面的晶格失配引起的界面应力, 这些由沉积过程造成的薄膜内应力的总和效应使薄膜呈现宏观压应力^[2-5]. 可以看出薄膜应力产生的因素比较复杂, 从微观机理上根本无法控制薄膜应力, 只能从宏观应力的角度来入手, 寻求解决薄膜应力的技术手段^[6,7].

目前控制薄膜应力的方法主要有膜层力学匹配设计、制备工艺调控、后处理应力释放, 但都适用于刚性基底的膜层结构. 本文采用界面合金化的方法控制柔性薄膜应力, 其基本思想是在基底和薄膜之间加入中间层, 在一定的条件下, 使膜层和中间层发生扩散, 在界面处产生合金相 (固溶体), 引起晶格畸变, 使界面的体积膨胀, 从而会缓解薄膜的

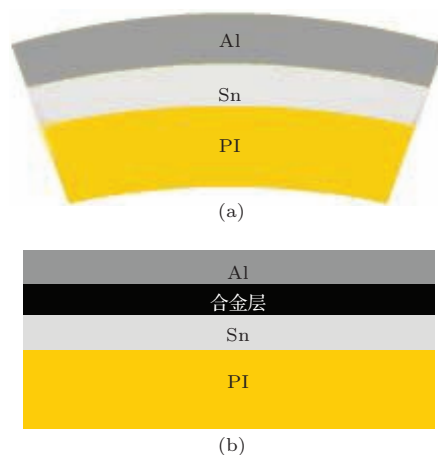


图 1 (网刊彩色) 添加 Sn 层改善薄膜应力示意图 (a) 界面合金化之前; (b) 界面合金化之后

Fig. 1. (color online) Sketch of improving thin film stress by adding middle layer Sn: (a) Before interface alloying; (b) after interface alloying.

* 真空技术与物理重点实验室基金 (批准号: BM0501) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: qqq-128@163.com

压应力, 减小曲率, 得到趋于平整的薄膜^[8]. 这种在Al膜基体中加入大尺寸原子使晶格产生膨胀畸变来消除薄膜变形的办法, 是一种新的想法与实践.

通过对以上设想的描述, 可以在Al膜与PI基底之间加入中间层Sn, 在合金化温度范围内, Al/Sn界面产生合金相, 改善由溅射沉积薄膜引起的本征压应力.

2 Al/Sn金属薄膜扩散理论研究

由图2可以看出, Al-Sn相图为二元共晶相图^[9], 相反应式为 $L \rightarrow \alpha + Sn$, 在一定的温度下, Sn原子扩散到Al基体中, 形成固溶体 α 相, 即少量的Sn溶解在Al基体中, 在低于共晶温度228.3 °C时, 固相合金的组成为 α 相固溶体和游离态的Sn相, 没有富Sn的固溶体, 说明Al原子几乎不扩散到Sn基体中. Al-Sn二元合金在液相时, Al和Sn在很大的成分范围内可以相互溶解.

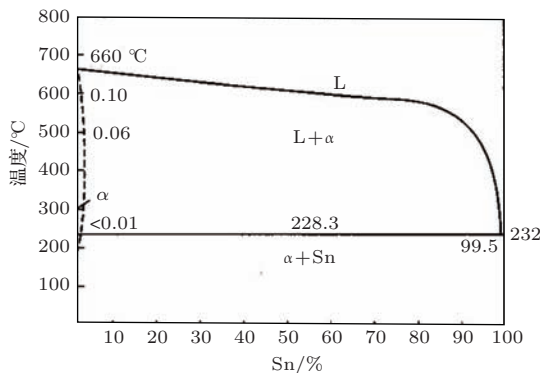


图2 Al-Sn二元合金相图

Fig. 2. Al-Sn binary alloy phase diagram.

Sn在Al的溶解度是由溶质和溶剂的原子半径和电负性决定的^[10]. 对一系列合金系所做的统计表明, 当溶质与溶剂原子半径的相对差 $\left(\left|\frac{d_{\text{溶剂}} - d_{\text{溶质}}}{d_{\text{溶剂}}}\right| \times 100\%\right)$ 小于10%时, 才可能形成溶解度较大甚至无限溶解的固溶体, 反之, 则溶解度非常有限. 在其他条件相近的情况下, 原子半径的相对差越大, 其溶解度越受限制. 原子尺寸差对溶解度的影响是由于溶质原子的溶入会使溶剂的点阵产生局部畸变. 两者的尺寸相差越大, 则畸变能越高, 结构的稳定性越低, 从而限制了溶质原子的进一步溶入, 使固溶体的溶解度减小. 溶质与溶剂元素之间的电负性差别越大, 吸引电子能力

越强, 越倾向于生成化合物而不易于生成固溶体, 只有电负性相近的元素才可能具有较大的溶解度. 而Al和Sn的原子半径分别为0.143 nm, 0.158 nm, 相对差为10.5%, 电负性分别为1.61和1.96, 可形成有限固溶体, 不生成金属间化合物.

在异种材料形成的扩散偶中, 低熔点材料的激活能比较低, 且原子直径相差不大, 一般在15%以内时, 易于形成置换式固溶体. 由Al和Sn的晶体学参数表1可以看出Sn的熔点比Al低, 且原子半径相对差为10.5%. 综合这些影响因素, Sn需要扩散的激活能比Al低, 故形成置换式固溶体, 结构如图3所示.

表1 Al和Sn的晶体学参数
Table 1. crystallographic parameter of Al and Sn.

金属元素	熔点/°C	原子半径/nm	点阵类型	点阵密堆积因子/%
Al	660	0.143	面心立方	74
Sn	232	0.158	体心四方	61

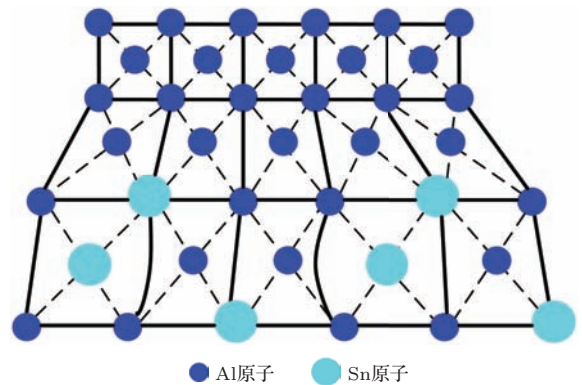


图3 (网刊彩色) Al/Sn界面合金化固溶体结构示意图

Fig. 3. (color online) Sketch of solid solution structure by interface alloying.

在合金化温度范围内, Sn原子向Al基体中扩散, 一部分Sn原子向晶内扩散, 在界面形成固溶体, 一部分Sn原子向晶界扩散, 以游离态的形式占据在Al膜晶界和缺陷中, 引起界面扩散层体积的横向膨胀, 在界面上产生切向应力^[11-13].

3 添加中间层薄膜应力的计算

添加中间层的薄膜应力属于多层膜应力的范畴. 对于由不同材料组成的多层膜来说, 由于各膜层具有不同的弹性性质和热性质, 相互之间的作

用力非常复杂,需要对多层膜的力学模型进行简化^[14-16],进而获得对薄膜应力的近似计算.

在分析过程中,如图4所示,将层2和层3合成为一个假定层, O_1 为假定层的中性轴, E_0^* , E_2^* 和 E_3^* 分别为假定层、层2和层3的双轴弹性模量(即 $E_0^* = \frac{E_0}{1-\gamma_0}$). t_0 , t_2 和 t_3 分别为假定层、层2和层3的厚度,且 $t_0 = t_2 + t_3$. r 为中性层的曲率半径, b 为膜层宽度. 在图4中 q 为中性轴至原点的距离,设层3上任一纤维至假定层中性轴 O_1 的距离为 $(x - q)$,层2上任一纤维至假定层中性轴 O_1 的距离也为 $(x - q)$.

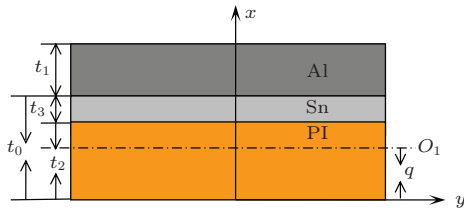


图4 添加Sn层的薄膜应力计算模型
Fig. 4. Calculation model of thin film stress when adding middle layer Sn.

按照力学平衡条件 $F = \int_0^{t_0} b\sigma dx = 0$,

$$F = \frac{b}{r} \left[E_2^* \int_0^{t_2} (x - q) dx + E_3^* \int_{t_2}^{t_2+t_3} (x - q) dx \right] = 0. \quad (1)$$

积分并求解

$$q = \frac{E_2^* t_2^2 + E_2^* t_3(t_3 + 2t_2)}{2(E_2^* t_2 + E_3^* t_3)}. \quad (2)$$

弯曲力矩

$$M = \frac{E_0^* J_Z}{r} = \int_0^{t_0} b\sigma x dx = \int_0^{t_0} b \frac{E_0^*}{r} (x - q)x dx, \\ M = \frac{b}{r} \left[\int_0^{t_2} E_2^* (x - q)x dx + \int_{t_2}^{t_2+t_3} E_3^* (x - q)x dx \right]. \quad (3)$$

积分并代入 q 值, 化简

$$M = \frac{b}{12r(E_2^* t_2 + E_3^* t_3)} [(E_2^* t_2^2 - E_3^* t_3^2)^2 + 4E_2^* E_3^* t_2 t_3 t_0^2]. \quad (4)$$

因为 $E_0^* = \frac{rM}{J_Z} = \frac{12rM}{bt_0^3}$, 所以

$$E_0^* = \frac{(E_2^* t_2^2 - E_3^* t_3^2)^2 + 4E_2^* E_3^* t_2 t_3 t_0^2}{t_0^3 (E_2^* t_2 + E_3^* t_3)}. \quad (5)$$

计算出 E_0^* 的值, 再代入 Stoney 方程 $\sigma = \frac{E_0^* t_0^2}{6rt_1}$ 求解应力. 已知 $E_2^* = 4.29$ GPa, $E_3^* = 78.12$ GPa, $t_2 = 2500$ nm, $t_3 = 100$ nm, 则求得 $E_0^* = 9.03$ GPa.

4 界面合金化控制 Al/PI 薄膜应力实验研究

4.1 实验

采用二极直流溅射镀膜设备, 先在厚度为 25 μm 柔性 PI 基底上制备 100 nm 的 Sn 膜作为中间层, 再在 Sn 层上镀制 300 nm 的 Al 膜. 镀膜前分别用丙酮和酒精超声波清洗基底, 然后烘干. 基底温度为室温, Al 靶材和 Sn 靶材的纯度都为 99.99%, 本底真空度优于 3.5×10^{-3} Pa, 氩气分压为 0.4 Pa, 溅射电压为 400 V, 溅射电流为 0.2 A, 溅射功率为 80 W, Al 膜沉积速率为 35.7 nm/min, Sn 膜沉积速率为 128.7 nm/min, 靶/基间距为 70 mm.

把制备好的 Al/Sn/PI 薄膜样品放置在真空干燥箱内, 温度调节至 200 $^\circ\text{C}$. 热处理温度越高, 扩散速率增大, 越有利于 Sn 原子的扩散, 但是金属 Sn 具有良好的延展性, 在较高的温度下会产生很大的塑性变形, 使 Sn 层与基底的附着力(范德华力)减小, 导致高温时界面应力的释放, 这样薄膜冷却到室温后会产生更大的热应力, 带来更大的弯曲变形. 所以为了保证较高的扩散速率, 且不产生界面应力的释放, 经过实验验证, 温度调节至 200 $^\circ\text{C}$ 为宜. 在此温度下, 样品放置 10 min 后, 在室温下测量薄膜在热处理前后的薄膜应力, 用 SEM 观察热处理后 Al/Sn 剖面的微结构形貌, 并用 EDS(能量分散光谱仪)测试 Al/Sn 剖面的成分分布.

4.2 结果

图5至图7给出了 Al/Sn/PI 薄膜样品热处理前后的弯曲变形照片及微观轮廓形貌测量结果. 通过实验数据和实验现象表明, 给 Al/PI 薄膜添

加中间层 Sn, 在一定的温度下, 让 Sn 扩散至 Al 基体中, 可以对薄膜应力产生影响. 在热处理之前, Al/Sn/PI 薄膜的应力为压应力, 样品微观轮廓形貌的横向扫描 (X 方向) 距离为 1.714 mm, 弯曲的

拱高为 29.5 μm , 应力大小为 272.1 MPa. 在热处理之后, 样品微观轮廓形貌的横向扫描 (X 方向) 距离不变, 弯曲的拱高减小为 8.87 μm , 薄膜应力减小为 81.9 MPa.

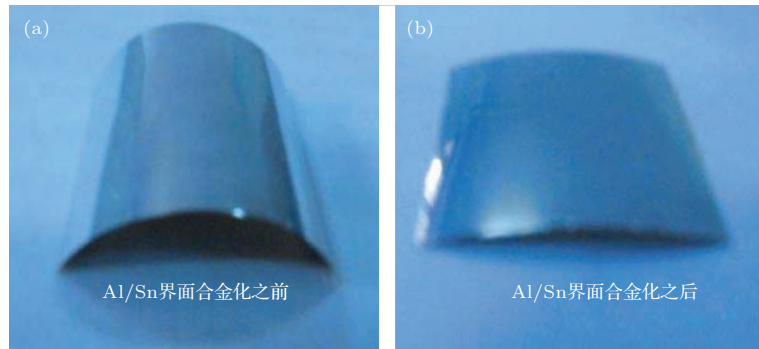


图 5 (网刊彩色) Al/Sn/PI 薄膜样品热处理前后的照片 (a) Al/Sn 界面合金化之前; (b) Al/Sn 界面合金化之后

Fig. 5. (color online) Al/Sn/PI film sample images before and after heat treatment: (a) before Al/Sn interface alloying; (b) after Al/Sn interface alloying.

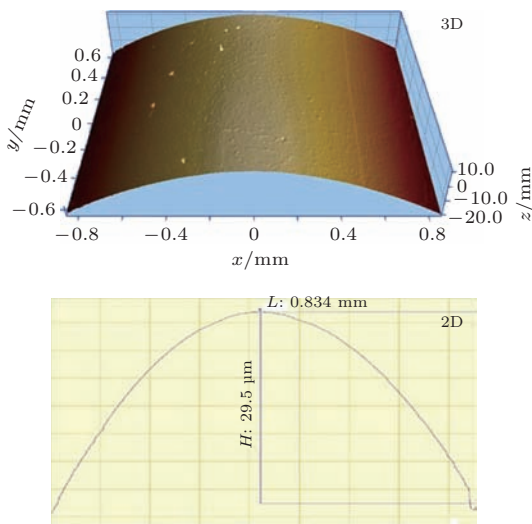


图 6 (网刊彩色) 热处理前样品的三维、二维微观轮廓形貌
Fig. 6. (color online) sample profile morphology of microscopic 3D and 2D before heat treatment.

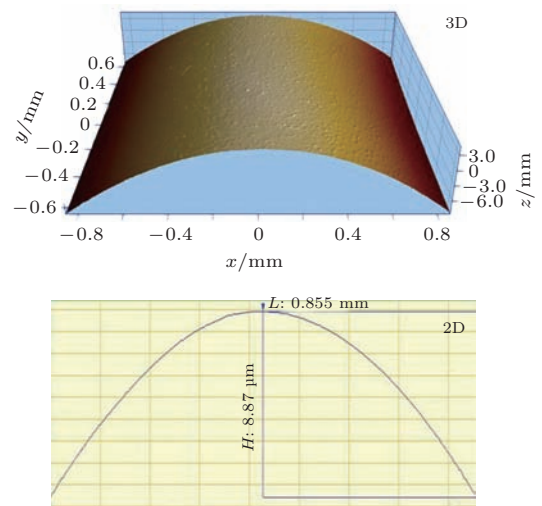


图 7 (网刊彩色) 热处理后样品的三维、二维微观轮廓形貌
Fig. 7. (color online) sample profile morphology of microscopic 3D and 2D after heat treatment.

4.3 讨 论

4.3.1 界面合金化对 Al/PI 薄膜应力的影响

由实验结果可知, 加入 Sn 层的 Al/PI 薄膜, 在热处理条件下, 薄膜应力得到大幅度的缓解. 这是由于金属薄膜之间的扩散机理, 即置换扩散机理. 在一定的温度压力条件下, 由热力学第三定律^[17]可知, 在封闭体系中, 外界提供一定热量, 破坏了体系能量的平衡, 为达到热力学平衡条件, 吉布斯自由能的减小为扩散提供了驱动力. 而 Sn 原子具

有较低的激活能, 更容易运动到新的点阵位置, 意味着高的扩散能力和通量, 所以 Sn 层中的空位和间隙原子先自发扩散至 Al/Sn 的界面, 以降低体系的吉布斯自由能. 再者, 固相扩散服从菲克第一定律^[17], 当材料的温度升高时, 原子的扩散系数和通量也随之增加, 随着空位和间隙原子的聚集, 在界面和薄膜内部产生了原子浓度梯度, 原子向着浓度梯度降低的方向继续扩散, Sn 原子逐渐扩散至 Al 基体中. Sn 原子在 Al 基体的扩散过程中存在晶界扩散和晶内扩散. 晶内扩散是因为在 Al 基体中存

在着晶体缺陷, 这些缺陷位置往往势垒较低, Sn 原子就可以越过晶界, 扩散至晶格内, 占据在晶格点阵的阵点处, 生成置换固溶体. 原子间的作用势能发生改变, 引起晶格畸变, 合金相的晶格参数比 Al 晶格参数大, 使界面处 Al 基体体积发生膨胀, 沿界面产生横向的切应力. 切应力与薄膜本征压应力作用方向相反, 应力相互作用抵消, 宏观应力减小. 晶界扩散是因为 Sn 原子活动能力有限, 无法克服晶界的束缚进入晶格, 而只能沿着晶界和一些宏观缺陷(如孔洞、沟道)扩散, 最终以游离态的形式占据在这些位置, 使薄膜结构趋于致密, 降低了界面能, 减小了界面处的应力, 同时也会引起界面扩散层体积的横向膨胀, 抵消本征压应力.

4.3.2 Al/Sn/PI 薄膜微结构与成分分析

图 8 和图 9 给出了热处理后 Al/Sn/PI 薄膜剖面结构的 SEM 图像和 EDS 图谱. 从 SEM 图像中可以明显看出薄膜剖面微观组织结构的变化, 发生了扩散现象. 在靠近膜/基界面处呈连续致密分布的组织结构是 Sn 扩散至 Al 基体中形成的共晶体

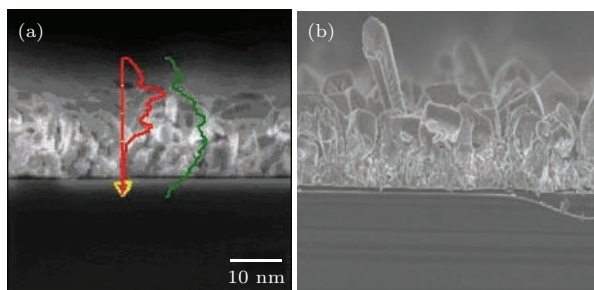


图 8 (网刊彩色) 热处理后薄膜剖面结构的 SEM 图像 (a) 数据采集图像; (b) 微观结构图像

Fig. 8. (color online) SEM images of section structure of Al/Sn/PI film after heat treatment: (a) Data acquisition image; (b) microstructure image.

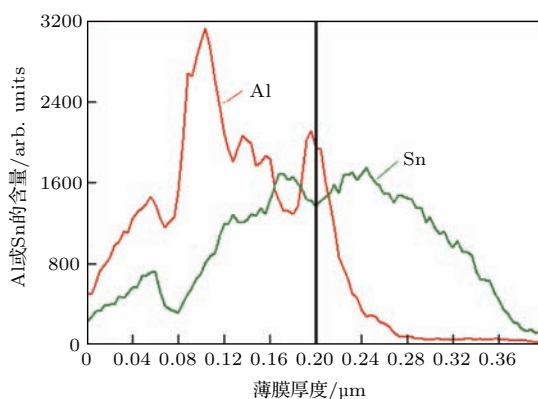


图 9 (网刊彩色) 热处理后膜层剖面的图谱

Fig. 9. (color online) EDS graph of film section after heat treatment.

(合金), 即 α 相 (Al-Sn 固溶体) 和 Sn 相共存. 随着薄膜厚度沿膜表面方向的增加, 出现了尺寸较大、具有几何构型的 Al 晶粒. 从 EDS 图谱中可以观察到沿膜厚方向的成分分布, 纵坐标的计数值和质量百分含量正相关. 以薄膜表面为初始位置, Al 含量随着膜厚的增加先增大后减小, 约在 $0.09 \mu\text{m}$ 处达到最大值, 这与表面形成了一定量的氧化铝有关. 当膜厚增加至 Al 膜本身的厚度约 $0.3 \mu\text{m}$ 时, 含量趋近于零值, 表明 Al 原子没有扩散到 Sn 基体中. 而 Sn 的含量一开始就随着膜厚的增加而增大, 然后增大到一定程度再减小, 说明 Sn 存在浓度梯度, 大部分 Sn 原子聚集在膜厚为 $0.16\text{--}0.26 \mu\text{m}$ 之间, 是因为发生了扩散, 而且有少量的 Sn 原子沿晶界扩散到膜层表面. 在膜厚为 $0.18\text{--}0.22 \mu\text{m}$ 之间, Al 含量高于 Sn 含量, Al 的凸峰和 Sn 的凹谷相交, 此时在合金相中的 α 固溶体最多, 此处引入的晶格畸变也最大. 含量当膜厚约为 $0.25 \mu\text{m}$ 时, Sn 在合金相中的含量达到最大. 随着厚度继续增加, 由于 Sn 原子的扩散, Sn 含量逐渐减小.

5 结 论

本文首次提出了界面合金化控制薄膜应力的方法. 给 Al/PI 薄膜体系添加中间层 Sn, 在一定的合金化温度下, Sn 原子扩散至 Al 基体中, 形成合金相. 在合金相中, 由于大尺寸 Sn 原子的掺入, 改变了晶格参数, 使晶格产生膨胀畸变, 沿界面产生横向的切应力, 与薄膜本征压应力相互作用抵消, 薄膜总的宏观应力减小, 在表观上改善了应力造成的变形.

通过测量薄膜合金化前后的应力, 表明应力发生明显减小. 对热处理的 Al/Sn/PI 薄膜截面进行 SEM 和 EDS 表征分析, 表明 Sn 原子发生了明显的扩散现象, 形成了合金相.

给金属薄膜添加中间层金属, 使其合金化, 可以有效改善薄膜应力, 可作为控制薄膜应力的一种新的技术手段.

参考文献

- [1] Yu Y T, Yuan W Z, Qiao D Y 2005 *Microfabrication Technology* **46** 46 (in Chinese) [虞益挺, 范伟政, 乔大勇 2005 微细加工技术 **46** 46]

- [2] Shao S Y 2004 *Ph. M. Dissertation* (Shanghai: Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics) (in Chinese) [邵淑英 2004 硕士学位论文 (上海: 上海光学精密机械研究所)]
- [3] Fan Y D, Zhou Z F 1996 *Mater. Sci. Eng.* **14** 5 (in Chinese) [范玉殿, 周志烽 1996 材料科学与工程 **14** 5]
- [4] Wang Q X 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 3757 (in Chinese) [王庆学 2005 物理学报 **54** 3757]
- [5] Zhang J M, Zhang Y, Xu K W 2005 *Chin. Phys. B* **5** 1006
- [6] Shao S Y, Fan Z X 2003 *Thin Solid Films* **445** 59
- [7] Leplan H, Geenen B X, Robic J Y, Pauleau Y 1995 *Appl. Phys.* **78** 962
- [8] Paniago R, Soares E A, Pfannes H D, Siervo A D, Landers R 2004 *Surface Science* **560** 2734
- [9] Askeland D R (translated by Liu H K) 1988 *Materials Science and Engineering* (Vol.1) (Beijing: China Astronautic Publishing House) pp200–214 (in Chinese) [唐纳德 D R 阿斯科兰 著 (刘海宽译) 1988 材料科学与工程 (上册)(北京: 宇航出版社) 第 200—214 页]
- [10] Fang H Y, Feng J 2005 *The Interface Behavior in The Process of Material Connection* (Harbin: Harbin Institute Technology Press) pp125–140 (in Chinese) [方洪渊, 冯吉才 2005 材料连接过程中的界面行为 (哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社) 第 125—140 页]
- [11] Liao X Z, Zou J, Cockayne D J H 1999 *Phys. Rev. B* **60** 5605
- [12] Hadjisavvas G, Kelires P C 2005 *Phys. Rev. B* **72** 075334
- [13] Eisenmenger S C, Bangerta H, Tomastikb C 2003 *Thin Solid Films* **433** 97
- [14] Luo Y Q 1989 *Electromechanical Components* **9** 22 (in Chinese) [罗玉清 1989 机电元件 **9** 22]
- [15] Perry A J, Albertsue J, Martin P J 1996 *Thin Solid Films* **81** 17
- [16] Gu P F, Zheng Z R, Zhao Y J, Liu X 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 6459 (in Chinese) [顾培夫, 郑臻荣, 赵永江, 刘旭 2006 物理学报 **55** 6459]
- [17] Xu R, Jing T F 2003 *Thermodynamics and Kinetics of Materials* (Harbin: Harbin Institute Technology Press) pp10–13, 216–233 (in Chinese) [徐瑞, 荆天辅 2003 材料热力学与动力学 (哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社) 第 10—13, 216—233 页]

Study on controlling the stress in flexible Al/PI film by interface alloying*

Jiang Zhao[†] Chen Xue-Kang

(Science and Technology on Vacuum Technology and Physics Laboratory, Lanzhou Space Technology Institute of Physics,
Lanzhou 730010, China)

(Received 21 January 2015; revised manuscript received 3 July 2015)

Abstract

Micro-electromechanical system (MEMS) thermal-control shutters for spacecraft are fabricated by using the flexible Al/PI film, because of its light mass, no brittleness and withstanding severe mechanical environment (mechanical environment adaptability) in space. But the stress in the film would be able to bend the shutters too much to fabricate shutter array. Therefore, how to control the thin film stress is an important problem and it is necessary for flat shutters to take some measure to remove or reduce the thin film stress. This internal stress in the thin film formed intricately during the deposition process would make the film exhibit macroscopic compressive stress. So it is difficult to control the thin film stress micro-mechanically, but macro-mechanically. According to the results of the current study, the controlling technology of thin stress is commonly applicable to rigid substrates. In this paper, the flexible Al/PI film may be controlled by interface alloying. We put forward a way of adding Sn layer to the flexible Al/PI film, which makes Al/Sn interface to be alloyed as a measure to control the stress. In the alloy phase, lattice expansion and distortion results in the emergence of transverse shearing stress. The intrinsic compressive stress can be canceled out by the transverse shearing stress and the apparent stress in the films decreases consequently. The Sn atoms diffusion behaviour is proved to form Al-Sn alloying layer by SEM and EDS. This method can be used as a new technology of controlling thin film stress.

Keywords: flexible film, thin film stress, interface alloying

PACS: 68.37.-d, 68.55.-a, 01.50.ff, 61.05.-a

DOI: [10.7498/aps.64.216802](https://doi.org/10.7498/aps.64.216802)

* Project supported by the Science and Technology on Vacuum Technology and Physics Laboratory, China (Grant No. BM0501).

[†] Corresponding author. E-mail: qqq-128@163.com