

溅射 Al 对 AlN 的“润湿”与钎焊

赵博文 尚海龙 陈凡 石恺成 李荣斌 李戈扬

“Wetting” and brazing of AlN by sputtered Al

Zhao Bo-Wen Shang Hai-Long Chen Fan Shi Kai-Cheng Li Rong-Bin Li Ge-Yang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 65, 086801 (2016) DOI: 10.7498/aps.65.086801

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.086801>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2016/V65/I8>

---

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

固体表面液滴铺展与润湿接触线的移动分析

[Analyses of droplet spreading and the movement of wetting line on a solid surface](#)

物理学报.2016, 65(1): 016801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.016801>

微液滴在不同能量表面上润湿状态的分子动力学模拟

[Molecular dynamics simulation on the wetting characteristic of micro-droplet on surfaces with different free energies](#)

物理学报.2015, 64(21): 216801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.216801>

微纳复合结构表面稳定润湿状态及转型过程的热力学分析

[Thermodynamic analysis of stable wetting states and wetting transition of micro/nanoscale structured surface](#)

物理学报.2015, 64(17): 176801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.176801>

壁面材质和温度场对熔融硅润湿角的影响

[Effect of temperature field and different walls on the wetting angle of molten silicon](#)

物理学报.2015, 64(11): 116801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.116801>

微液滴在超疏水表面的受迫振动及其接触线的固着-移动转变

[Stick-slip transition of a water droplet vibrated on a superhydrophobic surface](#)

物理学报.2014, 63(21): 216801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.216801>

## 溅射 Al 对 AlN 的“润湿”与钎焊\*

赵博文<sup>1)</sup> 尚海龙<sup>1)2)</sup> 陈凡<sup>1)</sup> 石恺成<sup>1)</sup> 李荣斌<sup>2)</sup> 李戈扬<sup>1)†</sup>

1) (上海交通大学, 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

2) (上海电机学院, 上海 201306)

(2015 年 11 月 3 日收到; 2016 年 1 月 28 日收到修改稿)

由于润湿性不佳, 难以实现金属钎料对陶瓷的无过渡层直接钎焊, 本文在研究了溅射 Al 薄膜对 AlN 的“润湿”作用的基础上, 通过磁控溅射的方法在 AlN 表面沉积 Al 基薄膜作为钎料, 在真空条件下对 AlN 陶瓷进行了直接钎焊. 采用高景深光学显微镜、扫描电子显微镜和 X 射线能量分散谱表征了钎焊接头和剪切断口的组织及形貌. 结果表明, 高能量溅射 Al 粒子对 AlN 的撞击可以形成只有 850 °C 以上高温才可获得的 Al—N 化学键, 实现 Al 对 AlN 的“润湿”, 使 Al 基薄膜钎料能够在较低的温度 ( $\geq 510$  °C) 对 AlN 直接钎焊. 此方法获得的 Al/AlN 接头的剪切强度达到 104 MPa, 含 3.8 at.% Cu 的 Al 合金钎料接头强度可进一步提高到 165 MPa, 它们的剪切断裂都产生于钎缝金属之中; 增加钎料中的 Cu 含量至 9.1 at.% 后, Cu 在钎缝与陶瓷界面的偏聚使接头的剪切强度降低为 95 MPa. Al-20 at.% Ge 合金可以将钎焊温度降低至 510 °C, 但 Ge 在钎缝与陶瓷界面的偏聚使接头在 48 MPa 发生断裂.

关键词: 润湿, 溅射薄膜, AlN 陶瓷, 钎焊

PACS: 68.08.Bc, 81.15.Cd, 68.08.-p, 81.20.Vj

DOI: 10.7498/aps.65.086801

## 1 引言

作为一种基本的物理现象, 液体对固体的润湿在工业中有广泛的应用, 通过熔融金属润湿固体材料而实现冶金结合的钎焊就是重要的应用之一. 钎焊理论认为润湿是钎焊的基础, 基体材料必须能被作为钎料的金属熔液润湿才能实现钎焊连接. 在陶瓷的钎焊中, 就必须解决金属熔液难以润湿陶瓷的问题, 例如, 对于 AlN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等重要工程陶瓷, 目前主要采用在陶瓷表面烧结<sup>[1,2]</sup> 或镀覆<sup>[3,4]</sup> 能与其反应的活性金属层的金属化方法, 或在钎料中加入活性金属组分的活性钎料方法<sup>[5-7]</sup>, 使陶瓷表面形成可被金属熔液润湿的反应过渡层而实现钎焊连接. 然而这些反应过渡层常会对钎焊接头的性能产生不同程度的不利影响. 事实上, 迄今仍不能实现对常用工程陶瓷的无化合物反应过渡层的直接

钎焊.

AlN 陶瓷具有高于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 近 10 倍而接近金属 Al 的热导率及其与 Si, SiC, GaAs 等半导体材料相匹配的热膨胀系数等诸多优异性能, 在现代工业和高科技领域具有取代 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 而得到更多应用的广阔前景. 在电子工业中, AlN 作为封装基片等应用需要与金属如 Cu<sup>[8-11]</sup>, Al<sup>[12]</sup>, Mo 等<sup>[13]</sup> 进行连接, 为了使钎料能够润湿 AlN, 目前只能采用具有脆性反应过渡层的方式. 例如, 在直接覆铜法<sup>[10,11]</sup> 中, AlN/Cu 界面形成的 CuAlO<sub>2</sub> 过渡层就会降低陶瓷基板的导热能力, 而且所产生的内应力也影响了基板的热疲劳性能<sup>[14]</sup>. 避免反应过渡层最好的方法是实现金属对 AlN 进行直接钎焊, 为此就要求熔融金属钎料能够无过渡层地直接润湿 AlN.

Al 是钎焊 AlN 的理想钎料, 它们两者间不发生化学反应, Al 优异的导电、导热性可降低钎焊接头的热阻, 良好的塑性也有益于接头内应力的减

\* 国家自然科学基金 (批准号: 51371118, 51401120) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: gyli@sjtu.edu.cn

缓和热疲劳性能的提高. 但是 Al 熔化后不能润湿 AlN, 润湿角为约  $110^\circ$ , 只有当温度达到  $850^\circ\text{C}$  或以上时润湿角才能随时间的延长逐步降低到  $90^\circ$  以下 [15,16], 因而实现 Al 对 AlN 的钎焊就必须从润湿的物理本质进行研究, 解决它们在钎焊温度下的润湿问题. 本文采用磁控溅射的方法在 AlN 陶瓷表面溅射了 Al 或 Al 合金, 研究了溅射 Al 对 AlN 的“润湿”作用, 实现了不基于熔态金属润湿的 Al 合金钎料对 AlN 的直接钎焊.

## 2 实验

钎焊采用厚度为 1 mm 的 AlN 陶瓷的高纯度多晶片, 陶瓷片经  $1\ \mu\text{m}$  金刚石研磨膏抛光、无水乙醇超声清洗并干燥, 装入 ANELVA SPC-350 多靶磁控溅射仪真空室内的基片架上. 真空室的背底真空预抽至优于  $4 \times 10^{-4}\ \text{Pa}$  后, 对陶瓷片进行  $400^\circ\text{C}$  加热并保温 10 min 以去除其表面吸附的气体杂质, 陶瓷片冷却至室温后, 向真空室内充入高纯 Ar (纯度 99.999%), 并保持其压强为 0.6 Pa.  $\Phi 76\ \text{mm}$  的 Al 靶 (纯度 99.99%) 由直流阴极控制,  $\Phi 76\ \text{mm}$  的 Cu 靶 (纯度 99.99%) 和 Ge 靶 (纯度 99.99%) 由射频阴极控制. 实验首先在 AlN 表面沉积  $7\ \mu\text{m}$  的 Al 薄膜, 然后在 Al 薄膜表面沉积不同厚度的 Cu 或 Ge 层, 这些合金层与 Al 薄膜熔化后可形成合金钎料, 薄膜各层的厚度和相应合金成分见表 1.

钎焊时将两片已镀薄膜的 AlN 陶瓷片以膜面相贴后水平放置于真空炉中, 并在陶瓷片上放置小重物以起到固定和施加压力的作用, 钎焊在  $10^{-1}\ \text{Pa}$  真空度下进行, 采用各钎料的二元合金相图中液相线以上  $10^\circ\text{C}$  作为钎焊温度, 保温时间为 10 min.

采用 Hitachi-3400n 扫描电子显微镜 (SEM) 及其附属的 Apolloxp 型 X 射线能量分散谱 (EDS) 观察钎焊接头的组织并分析钎缝的成分, 钎焊接头的剪切强度采用电子拉伸试验机测试, 剪切面的尺寸为  $3\ \text{mm} \times 2\ \text{mm}$ , 各种钎料成分的接头都测试 10 个以上的样品并取平均值, 接头的断口形貌采用 VHX-1000 型高景深光学显微镜观察.

## 3 结果

表 1 列出了 Al 基薄膜钎料的厚度组成及合金含量、各钎料相应的钎焊温度和所得到的 AlN 钎焊

接头的剪切强度.

表 1 Al 薄膜钎料的厚度、成分、钎焊温度及 AlN 钎焊接头的剪切强度

Table 1. Thickness, composition and brazing temperature of Al-based filler films, and shear strength of brazing joints of AlN.

薄膜厚度/ $\mu\text{m}$			合金含量	钎焊温度/ $^\circ\text{C}$	剪切强度/MPa
Al	Cu	Ge			
7	—	—	—	670	104
7	0.2	—	3.8 at.% Cu	650	165
7	0.5	—	9.1 at.% Cu	610	95
7	—	2.4	20 at.% Ge	510	48

各个钎料的合金含量由 Al 和合金元素层的相对含量计算得出. 由表 1 可见, 实验对不同的钎料采用了不同的钎焊温度. 实验结果表明, 各薄膜钎料在相应的钎焊温度下均能实现对 AlN 的钎焊, 所得钎焊接头的剪切强度主要与钎料的成分相关. 纯 Al/AlN 接头的剪切强度可超过 104 MPa; 在 Al 中加入相当于固溶含量的 Cu (最大固溶度约 3%) 所得到的 Al-3.8 at.% Cu/AlN 钎焊接头的剪切强度进一步提高到 165 MPa; 钎料中的 Cu 含量增加至 9.1 at.% 后, 所得到的 Al-Cu 亚共晶钎料的钎焊接头强度则有所降低, 为 95 MPa. 另外, 在 Al 中加入 20 at.% Ge 能显著降低钎料的熔化温度, 实现了在  $510^\circ\text{C}$  的钎焊, 但所得钎焊接头的剪切强度明显降低, 为 48 MPa.

图 1 示出了各钎焊接头的 SEM 像和部分接头相应视域的合金元素 EDS 面扫描像. 由图可见, 各接头的钎缝均与陶瓷形成了良好的冶金结合, 钎缝为致密饱满的铸态组织并少有未焊透和气孔等钎焊缺陷. 纯 Al 钎焊的接头中 (图 1(a)), 钎缝与 AlN 形成无任何过渡层的直接连接界面. 随着 Cu 的加入和含量的提高, 在含 3.8 at.% 和 9.1 at.% Cu 的接头中 (图 1(b), (c)), 钎缝在与陶瓷相邻的区域分布着一些浅色相, 并且这些浅色相随钎缝 Cu 含量的提高而增加并逐步在界面处形成连续分布, 由与图 1(c) 相应视域的 Cu 元素面扫描像 (图 1(d)) 可知, 这种浅色相为 Cu 的富集区, 微区成分分析得到其 Al 和 Cu 的原子比约为 4 : 1, 结合 Al-Cu 相图可知这些浅色相为 Al 固溶体和  $\text{Al}_2\text{Cu}$  的混合物, 可能为它们的共晶体. 类似的现象也存在于 Al-Ge 合金钎焊的接头中, 由图 1(e) 的 SEM 像和相应视域

Ge元素面扫描像(图1(f))可见, Al-Ge合金的钎缝中也在与陶瓷相邻的区域产生具有连续分布特征的富Ge浅色相, 微区成分分析得到其Ge含量约

为30 at.%, 与Al-Ge的共晶成分(28.6 at.% Ge)相近, 表明Al-Ge合金和Al-Cu合金一样, 熔液中的合金元素具有向固态的AlN表面富集的倾向.

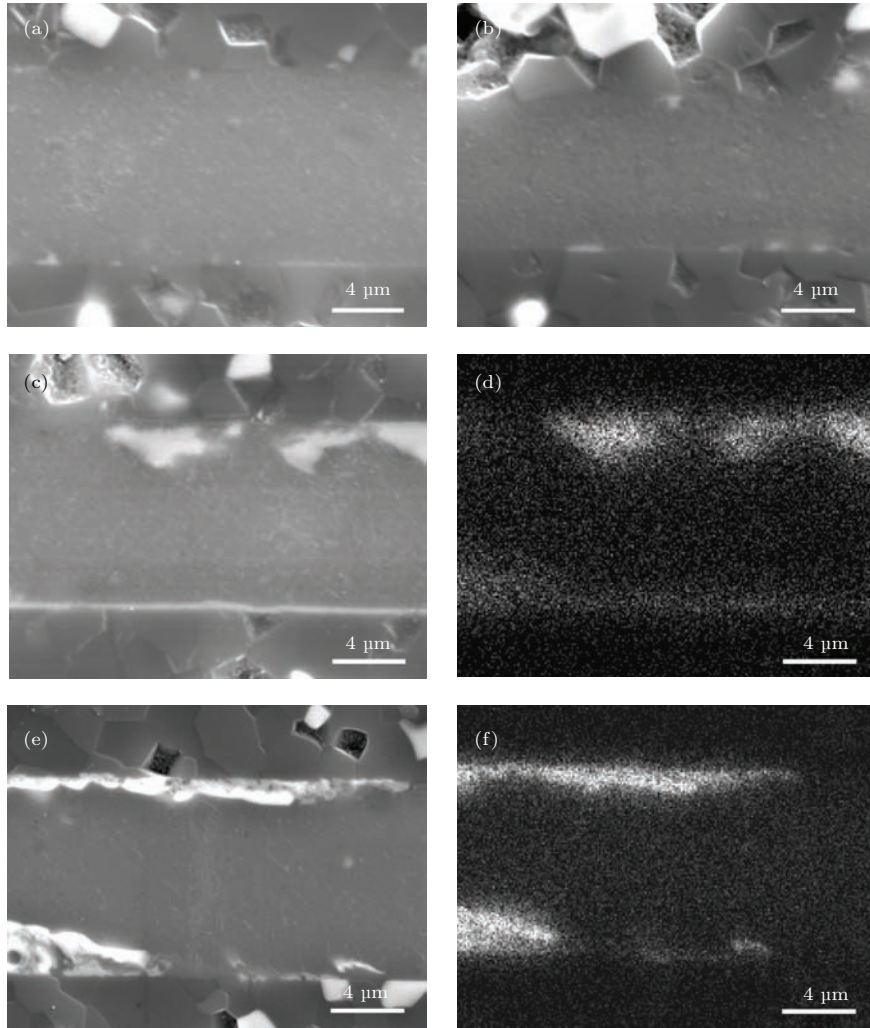


图1 不同成分Al钎料钎焊接头的SEM像和相应合金元素的EDS面扫描像 (a) 纯Al; (b) 3.8 at.% Cu; (c), (d) 9.4 at.% Cu; (e), (f) 20 at.% Ge

Fig. 1. SEM images and corresponding EDS element distribution maps of brazing joints with different alloy content of Al fillers: (a) Pure Al; (b) 3.8 at.% Cu; (c), (d) 9.1 at.% Cu; (e), (f) 20 at.% Ge.

由图1接头的SEM照片还可见, 各薄膜钎料表面的氧化膜已被有效去除, 并未成为钎焊的障碍. 众所周知, Al薄膜熔化后的表面也与其固体一样存在着致密坚固的 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 固态氧化膜, 这层氧化膜的熔点高达 $2050^\circ\text{C}$ 并且化学稳定性极高, 即使在 $1000^\circ\text{C}$ 的高温下也需要低于 $10^{-30}$  Pa的氧分压才能分解<sup>[17]</sup>. 本文的实验中采用了两种去除Al熔液氧化膜的方式: 在以Al-Cu和Al-Ge合金为钎料时, 实验采用了在Al薄膜表面沉积一层很薄Cu或Ge层的设计, 这一合金元素的表面层可以起到防止Al薄膜氧化的作用. 实验还表明, 即使以没有合金表面层的纯Al薄膜作为钎料时, 在 $10^{-1}$  Pa

的较低真空度下也可顺利钎焊, 因为钎焊时陶瓷表面Al薄膜的相贴放置使厚度仅为数10 nm的氧化膜<sup>[18,19]</sup>被夹在Al薄膜之间, 随着Al的熔化, 这些固态的氧化膜将破碎并分散于熔液之中.

高景深光学显微镜的观察发现, 各钎焊接头的剪切断裂均发生于钎缝之中. 图2(a)纯Al钎缝接头的断裂面主要呈现犁沟状形貌, 为接头剪切断裂时高塑性的纯Al受到刮擦的痕迹. 加入Cu后, 图2(b)含3.8 at.% Cu钎缝断裂面上的犁沟长度减短, 犁沟状形貌的面积减小, 表明Cu固溶体钎缝在提高接头强度的同时塑性略有降低. 在图2(c)含9.1 at.% Cu亚共晶钎缝的断口中, 犁沟状形貌已



显著减少,取而代之的是一些浅色的脆性断裂面,显示断裂已逐步转移至钎缝与陶瓷界面处Cu的富集区, $\alpha$ -Al和脆性 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 混合物的低强度使接头的剪切强度降低.这种富集于界面临近区的脆性相降低接头强度的现象在Al-20 at.% Ge合金的钎焊接

头中表现得更为明显,图2(d)的断口照片中,尽管仍然有产生于Al-Ge固溶体的具有犁沟状深色韧性断裂区,但也存在大量的白色脆性断裂区,结合图1(e)和图1(f)可知,这些脆性断裂区正是Ge富集的Al-Ge共晶区.

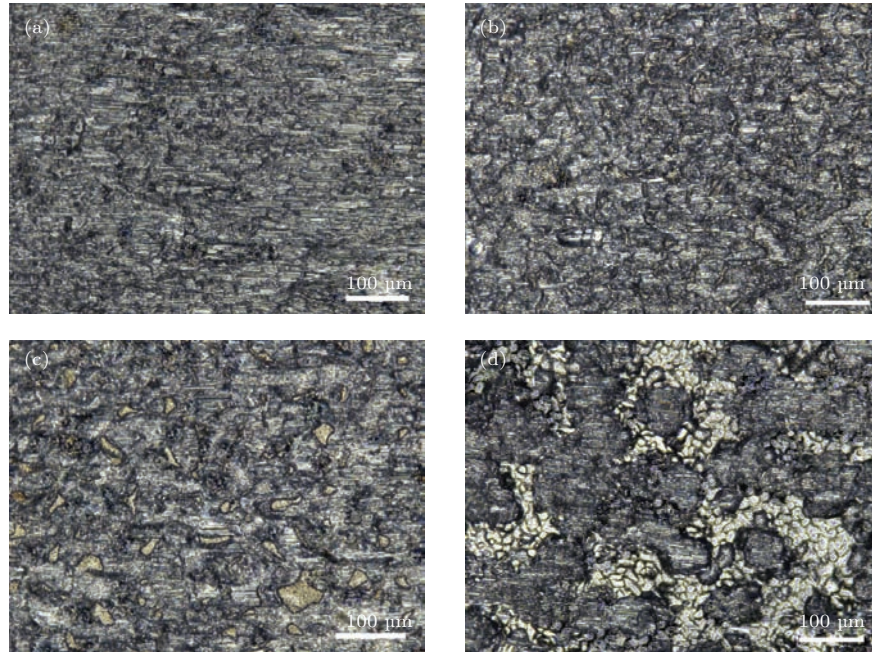


图2 各钎料钎焊接头剪切断口的高景深光学显微照片 (a) 纯Al; (b) 3.8 at.% Cu; (c) 9.1 at.% Cu; (d) 20 at.% Ge

Fig. 2. Optical images with large depth field of the fracture morphologies of brazing joints with different brazing fillers: (a) Pure Al; (b) 3.8 at.% Cu; (c) 9.1 at.% Cu; (d) 20 at.% Ge.

## 4 讨 论

对Al熔液在AlN上的润湿性已进行过大量的研究<sup>[15,16,20-22]</sup>. Ho和Wu<sup>[15]</sup>的研究表明,Al熔化后并不能润湿AlN,润湿角为 $110^\circ$ ,这一角度在 $850^\circ\text{C}$ 以下几乎不随温度的提高而减小,并且时间的延长也不能使其发生改变,只有当温度升至 $850^\circ\text{C}$ 以上后,Al熔液对AlN的润湿角才随着保温时间的延长而减小,在 $850^\circ\text{C}$ 时Al熔液的润湿角可在90 min后逐步减小至 $90^\circ$ ,200 min减小至 $76^\circ$ 后趋于稳定,不再继续减小.可见温度高于 $850^\circ\text{C}$ 是Al熔液润湿AlN的必要条件.结合固、液、气三相间相互界面张力与润湿角 $\theta$ 关系的杨氏方程可知,随着温度的提高和时间的延长,固/气相界面张力 $\gamma_{\text{sg}}$ 和液/气相界面张力 $\gamma_{\text{lg}}$ 虽可能会有一定变化,但不显著,润湿角 $\theta$ 的减小应该主要产生于固/液界面张力 $\gamma_{\text{sl}}$ 的降低.

温度和时间对Al/AlN润湿性改变的机理可以

借鉴Zhang等<sup>[23]</sup>对Al/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ 体系分子动力学的研究结果,他们的研究表明,Al熔液在与 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 表面接触时,熔液中的Al原子和 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 的表面原子存在两种不同的吸附状态,体系温度较低时的吸附状态为存在“间隙”的物理吸附,只有温度高于约 $850^\circ\text{C}$ ,吸附状态才能随时间的延长逐步转变为具有Al—O化学键的无“间隙”化学吸附,这种吸附状态的改变降低了Al熔液和 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 的界面张力,从而Al熔液得以润湿和铺展.显然,体系温度的提高增加了熔液中Al原子的动能,使它们能够克服能垒与 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 表面的O原子形成Al—O化学键.由于Al熔液在AlN和 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 表面具有类似的润湿行为,可以认为Al/AlN与Al/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ 体系具有同样的润湿机理,即温度的提高为Al—N化学键的形成提供了必需的能量,是实现润湿的必要条件,而润湿角随时间的延长趋于稳定则表明Al—N化学键是逐步形成的,并且界面张力以及润湿角将在Al—N化学键全部形成后达到最小值.

在本文中,纯Al薄膜钎料采用了 $670^\circ\text{C}$ 的钎

焊温度, 而加入合金元素 Cu 或 Ge 后钎焊温度可以进一步降低, 直至 Al-20 at.% Ge 钎料时的 510 °C 仍然可以实现钎焊, 显然, 在这样的温度下, 采用传统方法 Al 合金熔体是不能润湿 AlN 的. 事实上, 需通过高温才能实现的 Al/AlN 润湿(即界面的 Al—N 化学结合)在磁控溅射对 AlN 陶瓷表面沉积 Al 薄膜的过程中已经实现.

磁控溅射时, 从阴极靶面溅射出的气相 Al 粒子(原子、离子或它们的团簇)具有可达到  $10^0$  eV 水平的高动能, 这一能量不但远高于 Al 原子在 850 °C Al 溶液中所具有的热动能, 甚至比 Al 在 1000 °C 以上热蒸发时原子所具有的能量 ( $10^{-1}$  eV) 还高一个数量级. 这些高能量溅射的 Al 粒子在 AlN 表面沉积时所产生的冲击作用, 不但可以去除 AlN 表面吸附的气体杂质, 而且提供了足以克服能垒的能量, 与 AlN 表面的 N 原子形成只有在高温下才能获得的 Al—N 化学键. 由于 Al—N 化学键具有高键能的共价键特征, 一旦形成后在 Al 薄膜加热熔化后仍能继续保持在 Al 溶液和 AlN 的界面, 使界面维持低张力状态.

由于 Al, N 间化学键的改变仅发生于界面的几

个原子层内的原子之间, 对其的直接表征是极为困难的, 我们采用了对比的方法对其进行实验证明.

实验在 AlN 基片上溅射沉积了两种结构的薄膜, 样品 a 的结构为 AlN/Cu (50 nm)/Al (7  $\mu$ m); 样品 b 的结构为 AlN/Al (50 nm)/Cu (50 nm)/Al (7  $\mu$ m). 这两种样品具有相同的 Cu 含量, 差别在于样品 a 为薄膜的 Cu 层接触 AlN, 而样品 b 则是 Al 层直接接触 AlN. 将两种样品在真空下加热至 670 °C 使薄膜熔化并保温 10 min 后随炉冷却, 图 3 示出了两种样品薄膜经熔化后表面的高景深光学显微镜三维形貌照片. 由图可见, 在图 3(a) Cu 层接触 AlN 的样品 a 表面, 可观察到薄膜熔化后熔液聚集并暴露出 AlN 基底的形貌. 与其不同的是, 在 Al 层直接接触 AlN 的样品 b 表面, 尽管薄膜熔化后产生了熔液聚集的趋势, 但 Al 熔液仍然完整地覆盖于陶瓷表面(图 3(b)). 这一对比实验表明, 直接撞击的溅射 Al 原子可与 AlN 表面的 N 原子形成 Al—N 化学键, 而溅射 Cu 原子则不能在 AlN 表面形成高键能的化学键, 正是界面 Al—N 化学键的存在使得薄膜熔化后呈现润湿特征.

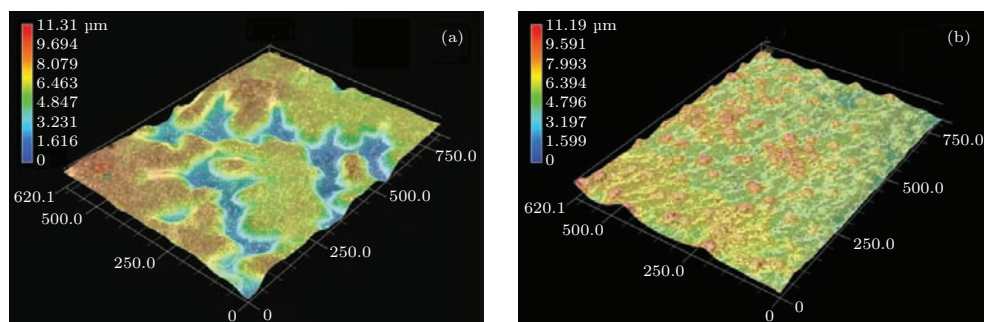


图3 (网刊彩色) 不同结构薄膜熔化后的高景深光学三维形貌图 (a) AlN/Cu(50 nm)/Al (7  $\mu$ m) 样品; (b) AlN/Al (50 nm) /Cu (50 nm)/Al (7  $\mu$ m) 样品

Fig. 3. (color online) Three dimensional optical morphologies of with high depth field of molten metals with different structure: (a) AlN/Cu(50 nm)/Al(7  $\mu$ m) sample; (b) AlN/Al(50 nm)/Cu(50 nm)/Al(7  $\mu$ m) sample.

由以上实验和分析可见, 在 AlN 表面直接溅射 Al 薄膜作为钎料不仅仅是一种钎料的添加方式, 溅射 Al 粒子的高能量可以在薄膜与 AlN 的界面形成 Al—N 化学键, 实现 Al 对 AlN 的“润湿”, 并且这种“润湿”不会因 Al 薄膜的熔化和温度的提高而消失, 从而实现 Al 和 Al 合金薄膜不基于熔态润湿的对 AlN 的无化合物反应过渡层直接钎焊.

根据本文的结果, 我们相信, 对于随温度的提高和时间的延长能够逐步实现润湿的非反应金属/陶瓷体系(如 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等), 都有可能采用磁控溅射、离子镀等气相沉积薄膜的方法, 通过高能量

沉积粒子的撞击实现金属对陶瓷的“润湿”, 并进行无反应过渡层直接钎焊. 这种不基于熔态金属润湿的钎焊方法为陶瓷钎焊的发展提供了新的思路.

## 5 结 论

1) 在 AlN 表面溅射沉积作为钎料的 Al 薄膜时, 高能量的溅射粒子可以在 Al/AlN 界面形成只有 850 °C 以上高温才能获得的 Al—N 化学键, 实现 Al 对 AlN 的“润湿”. 这样的方法可以克服 Al 熔液不润湿 AlN 的困难, 对 AlN 陶瓷进行无反应过渡层

的直接钎焊。

2) 采用该钎焊方法可获得高强度的钎焊接头, Al/AlN 接头剪切强度达到 104 MPa, 含 3.8 at.% Cu 的 Al 合金钎料接头剪切强度可进一步提高到 165 MPa, 它们的剪切断裂都产生于钎缝金属之中; 钎料中的 Cu 含量增加至 9.1 at.% 后, 由于 Cu 在接头钎缝与陶瓷的界面的偏聚, 使得钎焊接头的断裂发生在钎缝与陶瓷的界面, 接头的剪切强度降低为 95 MPa. Al-20 at.% Ge 合金可以将钎焊温度降低至 510 °C, 但钎缝中的高含量 Ge 及其在陶瓷界面的富集和断裂使接头的剪切强度降至 48 MPa.

### 参考文献

- [1] Yadav D P, Kaul R, Ganesh P, Shiroman R, Sridhar R, Kukreja L M 2014 *Mater. Des.* **64** 415
- [2] Souza J C M, Nascimento R M, Martinelli A E 2010 *Surf. Coat. Technol.* **205** 787
- [3] Lang F, Yamaguchi H, Ohashi H, Sato H 2011 *J. Electron. Mater.* **40** 1563
- [4] Wang Y, Yang Z W, Zhang L X, Wang D P, Feng J C 2015 *Mater. Des.* **86** 328
- [5] Kozlova O, Braccini M, Voytovych R, Eustathopoulos N, Martinetti P, Devismes M F 2010 *Acta Mater.* **58** 1252
- [6] Laik A, Mishra P, Bhanumurthy K, Kale G B, Kashyap B P 2013 *Acta Mater.* **61** 126
- [7] Chen B, Xiong H P, Cheng Y Y, Mao W, Wu S B 2015 *J. Mater. Sci. Technol.* **31** 1034
- [8] Dezellus O, Andrieux J, Bosselet F, Sacerdote-Peronnet M, Baffie T, Hodaj F, Eustathopoulos N, Viala J C 2008 *Mater. Sci. Eng. A* **495** 254
- [9] Olesińska W, Kaliński D, Chmielewski M, Diduszko R, Włosiński W K 2006 *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **17** 781
- [10] Jarrige J, Joyeux T, Lecompte J P, Labbé J C 2007 *J. Eur. Ceram. Soc.* **27** 855
- [11] Xu X R, Zhuang H R, Li W L, Jiang G J 2004 *Ceram. Int.* **30** 661
- [12] Zhu S, Włosiński W 2001 *J. Mater. Process. Technol.* **109** 277
- [13] Nono M C A, Barroso J J, Castro P J 2006 *Mater. Sci. Eng. A* **435** 602
- [14] Seager C W, Kokini K, Trumble K, Krane M J M 2002 *Scripta Mater.* **46** 395
- [15] Ho H N, Wu S T 1998 *Mater. Sci. Eng. A* **248** 120
- [16] Taranets N Y, Naidich Y V 1996 *Powder Metall. Met. Ceram.* **35** 282
- [17] Fujii H, Nakae H, Okada K 1993 *Acta Metall. Mater.* **41** 2963
- [18] Jeurgens L P H, Sloof W G, Tichelaar F D, Mittemeijer E J 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 1649
- [19] Cai J, Ling G P, Chen C A, Zhang G K 2013 *Acta Metall. Sin.* **49** 953 (in Chinese) [蔡俊, 凌国平, 陈长安, 张桂凯 2013 金属学报 **49** 953]
- [20] Prin G R, Baffie T, Jeymond M, Eustathopoulos N 2001 *Mater. Sci. Eng. A* **298** 34
- [21] Sobczak N, Ksiazek M, Radziwill W, Stobierski L, Mikulowski B 2001 *Trans. JWRI* **30** 125
- [22] Kida M, Bahraimi M, Molina J M, Weber L, Mortensen A 2008 *Mater. Sci. Eng. A* **495** 197
- [23] Zhang Q, Çağın T, van Duin A, William A G, Qi Y, Hector L G 2004 *Phys. Rev. B* **69** 045423



# “Wetting” and brazing of AlN by sputtered Al\*

Zhao Bo-Wen<sup>1)</sup> Shang Hai-Long<sup>1)2)</sup> Chen Fan<sup>1)</sup> Shi Kai-Cheng<sup>1)</sup>  
Li Rong-Bin<sup>2)</sup> Li Ge-Yang<sup>1)†</sup>

1) (State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

2) (Shanghai Engineering Institute, Shanghai 201306, China)

( Received 3 November 2015; revised manuscript received 28 January 2016 )

## Abstract

The wettabilities of molten metals on ceramics are poor normally. In order to improve the wettability, all existing ceramic brazing methods introduce a compound transition layer that is formed by the reaction of active metal and ceramic. The transition layer between brazing seam and ceramic however creates negative effect on the properties of brazing joints. This paper reports our study of the “wetting” effect of sputtered Al particles on AlN, which enables the direct brazing of AlN using deposited Al-based films as fillers, thereby eliminating the need of a transition layer. The results show that under the bombardment of energetic sputtered Al particles, Al-N chemical bonding is formed at the interface between Al film and AlN, which typically requires temperatures above 850 °C, much higher than the melting point of Al. The bonding remained intact even after the Al film has been melted, achieving the “wetting” effect on AlN. As a result, the direct brazing of AlN without the need of a transition layer becomes feasible. The shear strength of Al/AlN joint using this process reaches 104 MPa. The addition of 3.8 at.% Cu to film fillers increases the shear strength to 165 MPa. The fracture is generated in metallic brazing seam in both cases. When Cu content increases to 9.1 at.%, the segregation of Cu at the interface between the brazing seam and the ceramic reduces the shear strength of the joint to 95 MPa. With Al-20 at.% Ge, the brazing temperature can be lowered to 510 °C, although the segregation of Ge at interface results in a low shear strength of 48 MPa. Instead of the traditional use of molten metals, utilization of the metallic vapor particles to bombard AlN achieves the “wetting” and the direct brazing of ceramics, with no negative effect of transition layers. This breakthrough method provides a brand new perspective to the technique of ceramic brazing.

**Keywords:** wetting, sputtered film, AlN ceramic, brazing

**PACS:** 68.08.Bc, 81.15.Cd, 68.08.-p, 81.20.Vj

**DOI:** 10.7498/aps.65.086801

---

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51371118, 51401120).

† Corresponding author. E-mail: [gyli@sjtu.edu.cn](mailto:gyli@sjtu.edu.cn)