DOI：10.13890/j.issn.1000-128X.2022.06.021

大功率器件

宽禁带半导体用烧结银膏与金属化基板连接机制研究

吴炜祯[1]，杨　帆[2]，胡　博[1]，李明雨[2]

（1.深圳芯源新材料有限公司，广东 深圳　518133；
2.哈尔滨工业大学（深圳）索维奇智能新材料实验室，广东 深圳　518055）

摘　要：使用烧结银膏作为封装互连材料可以充分发挥宽禁带半导体在器件应用上的优势，并提高器件的可靠性。通过对无压银膏烧结焊点的微观组织、力学性能和失效模式进行分析，系统地研究了无压银膏烧结焊点在不同温度下的组织演变规律，获得了烧结温度、基板金属化类型对烧结银连接性能和可靠性的影响。当烧结温度达到250 ℃，银界面无压烧结焊点的剪切强度达到60 MPa以上；金界面无压烧结焊点在200 ℃时剪切强度最高，升高温度会导致烧结银与金界面原子扩散过快，界面结合强度降低；铜界面无压烧结焊点由于氧化严重，界面出现裂纹，剪切强度远低于金、银界面焊点的剪切强度。

关键词：烧结银膏；无压烧结；剪切强度；表面金属化；断裂模式

中图分类号：TN305；TG425　　**文献标识码：**A

文章编号：1000-128X(2022)06-0149-07

A study on connection mechanism between sintering silver paste for wide bandgap semiconductor and metalized substrate

WU Weizhen[1], YANG Fan[2], HU Bo[1], LI Mingyu[2]

(1. Shenzhen Xinyuan New Material Co., Ltd., Shenzhen, Guangdong 518133, China；2. Sauvage Laboratory for Smart Materials, Harbin Institute of Technology (Shenzhen), Shenzhen, Guangdong 518055, China)

Abstract: Using sintering silver paste as an interconnect material for packaging can give full play to the advantages of wide bandgap semiconductors in device applications and improve the reliability of devices. By analyzing the microstructure, mechanical properties and failure modes of the pressureless silver paste sintering joints, the microstructure evolution rule of the pressureless silver paste sintering joints at different temperatures was systematically researched. The influence of sintering temperature and substrate metallization type on the connection performance and reliability of sintered silver was obtained. When the sintering temperature was 250 ℃, the shear strength of the pressureless sintering joints at the silver interface reached more than 60 MPa. The shear strength of the pressureless sintering joints at the gold interface was the highest at 200 ℃. Increasing the temperature would cause the atoms at the interface of sintered silver and gold to diffuse too fast, resulting in a decrease in the bonding strength of the interface. Due to the severe oxidation and the cracks at the interface, the shear strength of pressureless sintering joints at the copper interface was much lower than that of joints at silver and gold interfaces.

Keywords: sintering silver paste; pressureless sintering; shear strength; surface metallization; fracture mode

收稿日期：2021-07-15；修回日期：2022-10-25
基金项目：国家自然科学基金项目（52075125）
通信作者：李明雨（1971—），男，博士，教授，研究方向为电子封装材料、微纳连接技术；E-mail: myli@hit.edu.cn

0 引言

随着电力电子技术的发展，功率器件具有高功率密度、高热流密度和高堆叠密度的特点。尤其自 SiC、GaN 等第三代半导体材料应用到功率器件后，为了充分发挥二者的优势，器件往往需要在高频、高温的环境下工作，这给封装材料带来了很大的挑战。传统锡基钎料已经无法满足功率器件的高熔点、高导热、高可靠性的服役要求，亟需开发一种新型封装材料来解决功率器件的互连需求。目前，新型互连方案主要有高温合金钎焊技术、低温烧结技术和瞬时液相扩散技术[1-3]。

截至现在，低温烧结银技术是最具潜力的封装方式。相比于块体银，纳米银颗粒由于粒径小，具有较大的比表面积和表面能，因此可以在较低的温度下驱动表面银原子发生扩散迁移，形成具有优良力学性能、导热性能和可靠性的烧结体[4]。为了获得高质量的烧结焊点，往往需要施加烧结压力，以促进烧结银的组织致密化[5]，然而热压烧结工艺与现有钎焊的回流工艺区别较大，产线兼容性差；压力还容易导致芯片受损，降低产品良率，进一步增加生产成本[6]。近些年，大量专家和学者致力于开发无压烧结银膏，简化烧结工艺，加速烧结技术在功率半导体器件制造中的应用。目前关于无压烧结的报道多见于烧结银膏的合成，以及焊点的可靠性测试，然而对基板金属化的选择鲜有报道。在电子工业中，常用金、银、铜对接合面进行表面金属化处理。因此，明晰烧结银与3种金属化基板的界面连接方式和机制，对于烧结银技术的应用和推广至关重要。

本文选用无压烧结型纳米银膏，用于不同金属化基板的烧结焊点制备，分别对不同金属化基板的焊点进行组织形貌观察和力学性能测试，对异质金属界面元素扩散、界面相组成和失效机制进行分析和讨论。

1 试验材料及方法

使用 ADGE-0203 烧结银膏制备无压烧结焊点。无压烧结焊点为“上焊盘–银膏–下焊盘”的三明治结构。上焊盘和下焊盘的外形尺寸分别为 3 mm×3 mm 和 5 mm×5 mm，焊盘的界面材料为金、银、铜。

对焊盘清洗后进行钢网印刷，银膏的印刷厚度为 60 μm，印刷银膏的面积略大于上焊盘面积。完成印刷后将上焊盘表面贴于印刷后的银膏上，用镊子轻轻按压上焊盘，确保上焊盘与印刷银膏之间充分润湿。将完成贴片的焊点置于烘箱中，以 10 ℃/min 的速率升温至指定温度，并保温一定时间。

采用推拉力测试机对无压烧结焊点进行剪切强度的测试。采用扫描电子显微镜（Scanning Electron Microscope，SEM）对无压烧结焊点截面和断面的微观组织形貌进行表征，并用其附带的 X 射线能谱仪（EDS）进行成分分析。

2 试验结果及分析

2.1 温度对无压烧结焊点强度的影响

通过推拉力测试仪的传感器劈刀对焊点施加水平剪力直至焊点破坏，获得焊点被破坏前的最大剪切力，通过面积换算成剪切强度。图 1 为不同烧结温度制备的无压焊点剪切强度图，展示了烧结温度对金、银、铜界面无压烧结焊点剪切强度的影响。总体而言，银界面无压烧结焊点的剪切强度高于金界面和铜界面的剪切强度。当烧结温度为 160 ℃时，3 种不同材料无压烧结焊点的剪切强度较低；当烧结温度达到 200 ℃以上时，剪切强度提高。当无压烧结焊点的界面材料为银时，250 ℃烧结的焊点剪切强度为 62.5 MPa，烧结温度继续升高至 300 ℃时，剪切强度没有继续提高；对于金界面，当烧结温度为 200 ℃时，剪切强度最高达到 43.5 MPa，继续提高烧结温度，剪切强度呈现下降趋势；而铜界面无压烧结焊点剪切强度低于 10 MPa，远不及金和银界面烧结焊点的剪切强度。

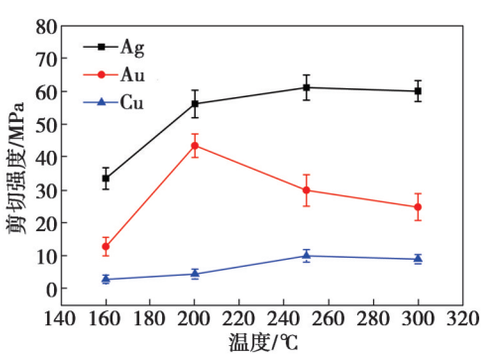
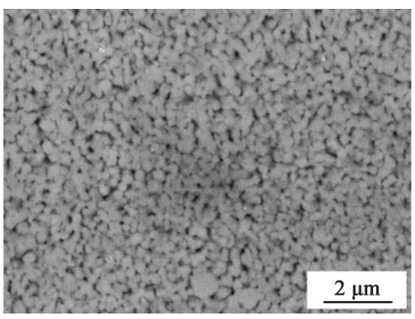


图 1 不同烧结温度制备的无压焊点剪切强度

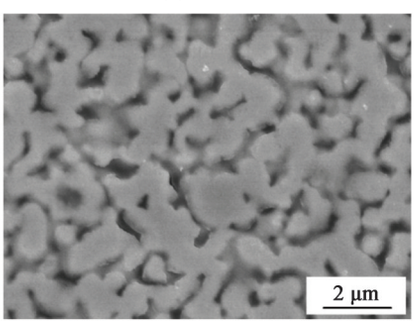
Fig. 1 Shear strength of the pressureless joints sintered at different sintering temperature

图 2 是在不同烧结温度下制备的无压烧结焊点的截面微观组织形貌。如图 2(a)所示，当烧结温度为 160 ℃时，焊点的烧结银层组织疏松，孔隙小而多，银颗粒在范德华力、静电力等吸引力的作用下相互接触，在点或面接触位置银原子通过表面扩散开始形成烧结颈。但较低的温度无法给银颗粒提供足够的驱动力实现充分的烧结，并且银颗粒表面的有机包覆层还未完全分解挥发，阻碍了银颗粒之间的扩散烧结。随着烧结温度的提高，银颗粒会逐步经历表面扩散、晶界扩散、体积扩散等几种从最低激活能到最高激活能的质量流动状态[7]。当烧结温度提高至 200 ℃时，银膏中的有机成分进一步分解和挥发，银颗粒的表面原子向烧结颈扩散，使烧结颈长大，颗粒的自由表面转变为能量更

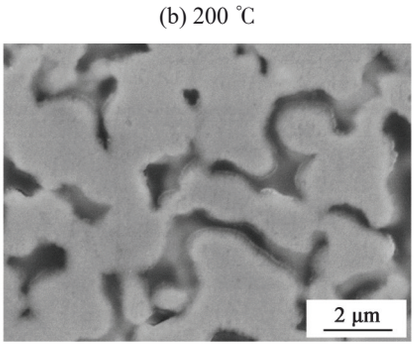
低的晶界，如图2(b)所示。银颗粒之间通过晶界扩散形成大片连续烧结网络，同时产生了一些不规则的孔隙。当烧结温度提高至250 ℃时，观察到了粗大且连续的烧结网络，体积扩散使得烧结组织进一步长大，如图2(c)所示，物质在孔隙界面重新分布，细小的孔隙完全消失，使得系统表面能进一步降低。当温度增加至300 ℃时，烧结组织的状态和致密度没有明显变化，而过高的烧结温度不仅浪费能源，而且可能给器件带来更大的热应力，如图2(d)所示。



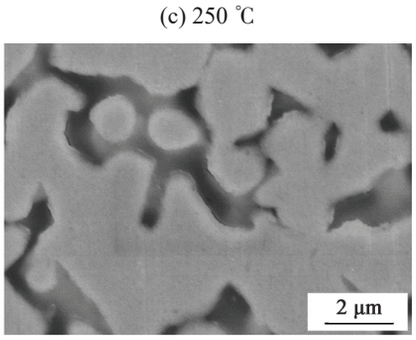
(a) 160 ℃



(b) 200 ℃



(c) 250 ℃



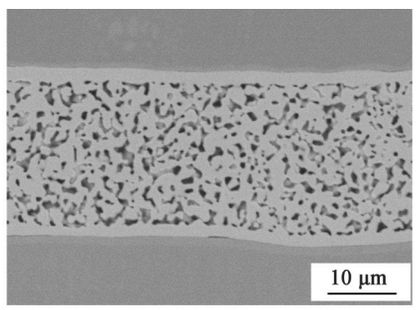
(d) 300 ℃

图2　不同烧结温度制备的无压焊点截面微观组织形貌

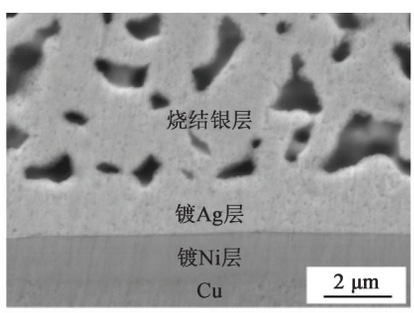
Fig. 2　Cross-section microstructure morphology of the pressureless joints prepared at different sintering temperature

2.2　银界面无压烧结焊点断裂模式分析

对烧结温度为250 ℃制备的不同界面无压烧结焊点进行断裂模式分析。银界面无压烧结焊点的截面微观组织形貌如图3所示。从图3可以看出，烧结银层呈现出多孔连续烧结网络，烧结银层与焊盘界面的银原子相互扩散，通过烧结颈形成了可靠的冶金连接。



(a) 焊点截面SEM图I（放大2 000倍）

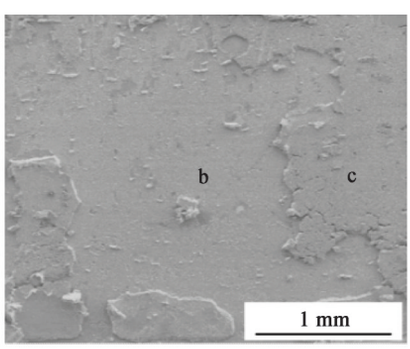


(b) 焊点截面SEM图II（放大1 000倍）

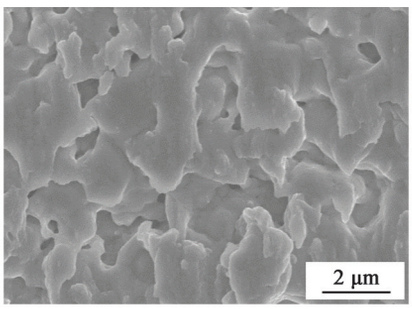
图3　银界面无压烧结焊点的截面微观组织形貌

Fig. 3　Cross-section microstructure morphology of the pressureless sintering joints at the Ag interface

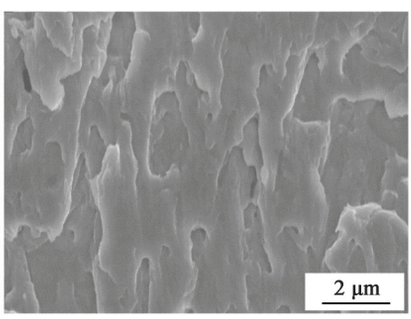
图4为银界面无压烧结焊点的断面形貌。从图4(a)可以看出，焊点断面粗糙，呈现出不连续的台阶状形貌，断裂位置出现在烧结银层靠近上焊盘界面或者下焊盘界面的烧结银层内部，这表明烧结银层与焊盘银界面之间的连接强度与烧结银层内部的连接强度相当。对断面微观组织形貌进一步观察，焊点的断裂模式主要为穿晶断裂，如图4(b)和图4 (c)所示。焊点中心处的烧结银出现了轻微的塑性变形，边缘处的烧结银在应力作用下烧结组织被拉长变形，呈现剧烈的塑性变形，这说明边缘处的烧结银组织能承受的极限应力大于中心处的烧结银。



(a) 下焊盘断面SEM图（放大30倍）



(b) 焊点断面SEM图I（放大10 000倍）



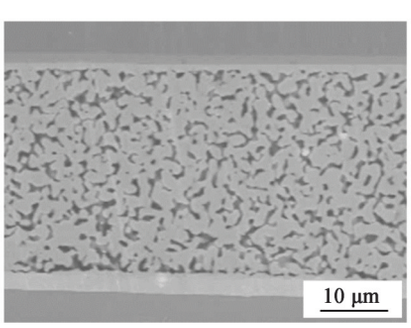
(c) 焊点断面SEM图II（放大10 000倍）

图4　银界面无压烧结焊点的断面微观组织形貌

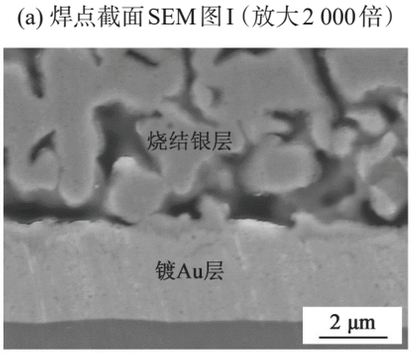
Fig. 4　Fracture surface microstructure morphology of the pressureless sintering joints at the silver interface

2.3　金界面无压烧结焊点断裂模式分析

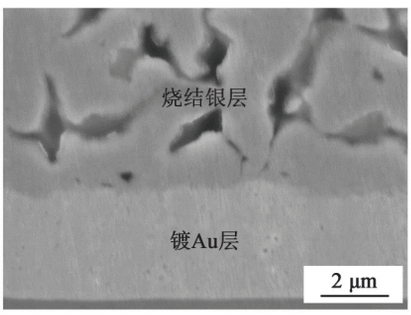
金界面无压烧结焊点的截面微观组织形貌如图5所示。从图5(a)可以看出，银层烧结组织均匀，与焊盘的界面间没有出现孔洞和裂纹。烧结银层与焊盘金界面间出现了2种不同的连接形貌：一种如图5(b)所示，烧结银层与焊盘金界面连接较少，镀金层表面出现了不均匀的薄层；另一种结合如图5(c)所示，烧结银层与焊盘金界面处出现致密的烧结薄层。



(a) 焊点截面SEM图I（放大2 000倍）



(b) 焊点截面SEM图II（放大10 000倍）



(c) 焊点截面SEM图III（放大10 000倍）

图5　金界面无压烧结焊点的截面微观组织形貌

Fig. 5　Cross-section microstructure morphology of the pressureless sintering joints at the gold interface

在烧结过程中，当温度达到150 ℃以上时，金、银扩散被激活[8]。根据阿伦尼乌斯公式[见式(1)]可以计算得出银原子之间的扩散系数，以及金和银之间的扩散系数，如表1所示。在烧结过程中，Ag向Au中的扩散系数比Ag原子之间的扩散系数和Au向Ag中的扩散系数高出1~3个数量级，烧结银层与金界面处大量的银原子会通过金表面晶粒间的晶界向镀金层扩散，在界面处形成金银固溶体。界面处的线扫描结果如图6所示。烧结银层中的银原子扩散系数低于Ag向Au中的扩散系数，来不及补充到界面处，使得烧结银层近界面处的烧结颈变细，甚至断裂，造成焊点界面结合强度的降低。随着烧结温度的升高，金和银之间的原子扩散系数提高，由于银原子向镀金层过度扩散导致金、银界面处结合强度降低。

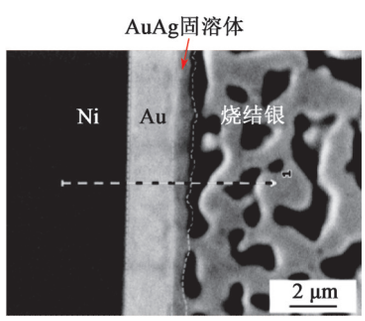
$$D=D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} \tag{1}$$

式中：D为扩散系数，cm^2/s；D_0为频率因子，cm^2/s；Q为活化能，J/mol；R为摩尔气体常数，R=8.314 J/(mol·K)；T为热力学温度，K。

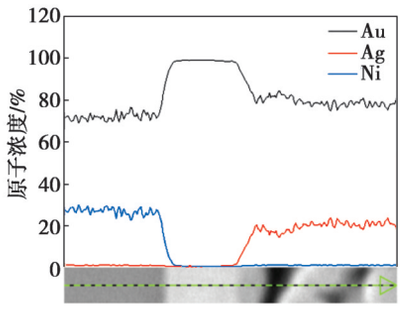
表1　金和银之间的原子扩散系数

Table 1　Atomic diffusion coefficient between gold and silver

扩散类型	D_0/(cm^2·s^{-1})	Q/(J·mol^{-1})	$D_{@150℃}$/(cm^2·s^{-1})	$D_{@250℃}$/(cm^2·s^{-1})
Ag→Au	0.072	1.68×10^5	1.29×10^{-22}	1.20×10^{-18}
Ag→Ag	0.490	1.86×10^5	5.26×10^{-24}	1.30×10^{-19}
Au→Ag	0.850	2.02×10^5	9.65×10^{-26}	5.67×10^{-21}



(a) SEM图（放大10 000倍）

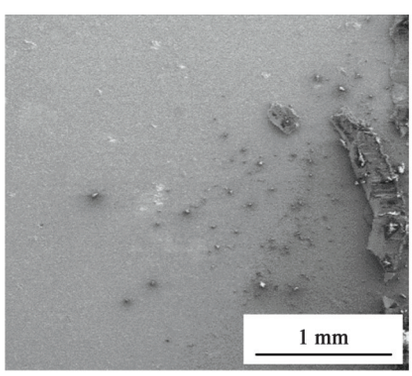


(b) 线扫描结果

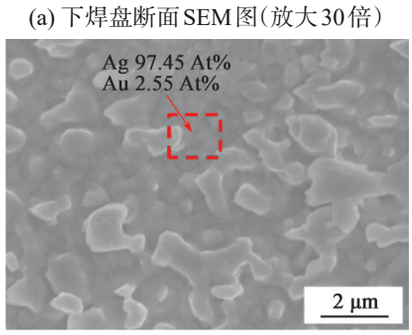
图 6　烧结银与镀金基板界面的 SEM 和线扫描结果

Fig. 6　SEM and line scanning results of the interface between sintered silver and gold-plated substrate

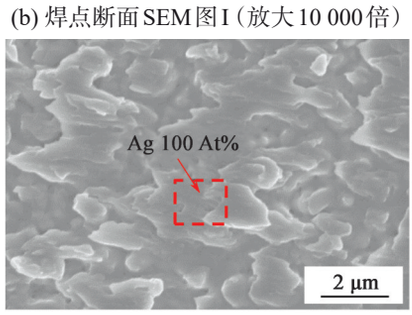
图 7 是金界面无压烧结焊点的断面形貌。从图 7(a)可以看出，焊点的断面平整，结合 EDS 元素分析，在上焊盘断面处探测出大量的 Ag 元素和少量 Au 元素，断裂位置发生在烧结银层中靠近镀金层的近界面处，这说明烧结银层与焊盘金界面的结合强度低于烧结银层自身的强度。对断面进行放大观察，可以看到有 2 种断裂模式，如图 7(b)和图 7(c)所示，推测这与镀金层表面粗糙度不一样相关，因为在镀金层表面观察到了 2 种不同粗糙度的形貌：如图 8(a)所示，镀金层表面粗糙度大，存在较多的晶界，银原子过多地扩散到镀金层，使得界面处烧结银层的烧结颈变细，甚至断裂，这与图 5(b)对应；而在镀金层表面较为平整的区域，如图 8(b)所示，金界面的晶界较少，银原子向镀金层扩散少，焊接率高，结合强度较高，这与图 5 (c)对应。



(a) 下焊盘断面 SEM 图(放大 30 倍)



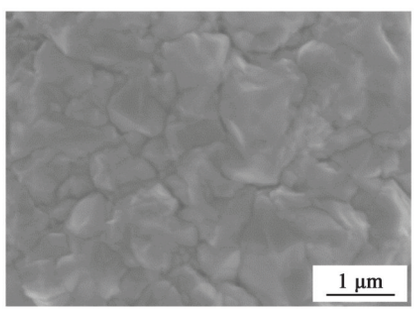
(b) 焊点断面 SEM 图 I（放大 10 000 倍）



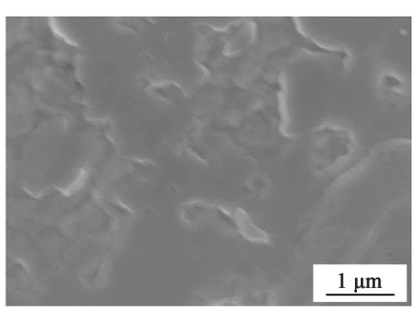
(c) 焊点断面 SEM 图 II（放大 10 000 倍）

图 7　金界面的无压烧结焊点的断面微观组织形貌

Fig. 7　Fracture surface microstructure morphology of the pressureless joints with gold interface



(a) 表面粗糙度大



(b) 表面粗糙度小

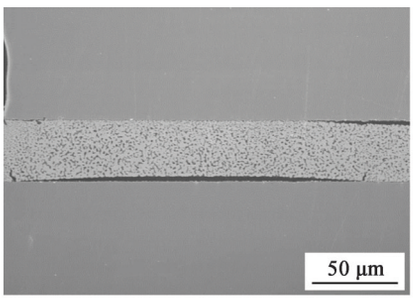
图 8　镀金基板的表面微观形貌

Fig. 8　Surface microstructure morphology of gold-plated substrate

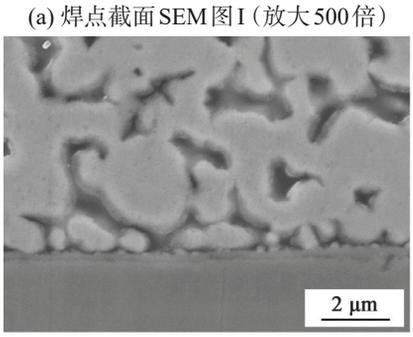
当焊点受到剪切力作用时，多孔烧结银组织中的烧结颈更容易发生应力集中，而靠近界面处烧结颈较细的区域应力集中更为明显。当有烧结颈发生颈缩断裂时，裂纹萌生并沿着晶界蔓延。图 7(b)中的断裂位置表面残留有零星粒状的烧结银，属于沿晶断裂模式。EDS 元素分析探测到 Au 元素，这说明该区域烧结银层与金界面连接较差。在烧结较好的区域应力集中较少，但随着裂纹的延伸，裂纹尖端的烧结组织承受的应力剧烈增加，裂纹迅速扩展，焊点瞬间失效。断裂模式由裂纹扩展初期的沿晶断裂逐渐转变为穿晶断裂，断面出现如图 7(c)所示的塑性变形的烧结组织。

2.4　铜界面无压烧结焊点断裂模式分析

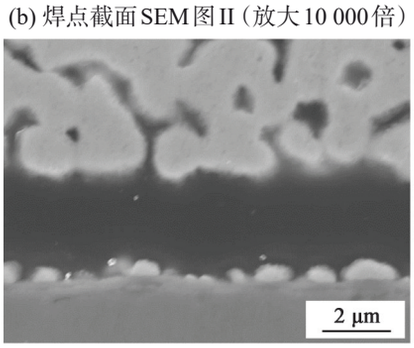
图 9 为铜界面无压烧结焊点的截面微观组织形貌。从图 9 可以看出，在烧结银层与铜焊盘之间出现了长达上百微米的裂纹，使得烧结银层与铜焊盘界面出现了大面积虚焊，极大影响了无压烧结铜焊点的结合强度。对界面处进行放大观察，可以看到在铜焊盘表面出现了厚度约为 200 nm，与烧结银层和铜焊盘衬度不一样的薄层，推测该薄层为铜的氧化物。该氧化物薄层上面



(a) 焊点截面SEM图I（放大500倍）



(b) 焊点截面SEM图II（放大10 000倍）



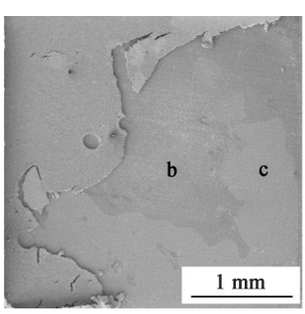
(c) 焊点截面SEM图III（放大10 000倍）

图9　铜界面无压烧结焊点的截面微观组织形貌

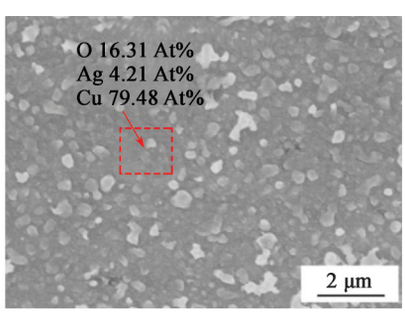
Fig. 9　Cross-section microstructure morphology of the pressureless sintering joints with copper interface

零星带着一些纳米银颗粒，但是与烧结银层成片的烧结组织连接较少，甚至没有连接。经分析认为，在升温过程中，银膏中的溶剂快速挥发，当温度还未达到有机物的分解温度时，由于包覆层的保护银颗粒之间无法进行原子扩散等过程。在烧结过程中没有施加辅助压力，银颗粒堆垛较为疏松，氧气从银颗粒之间的孔隙向焊点内部扩散，铜与氧气剧烈反应生成氧化物，其发生过程先于银颗粒的烧结。随着温度的升高，界面处的银颗粒由于铜氧化层的阻挡未能实现银铜相互扩散，而烧结银层内银颗粒通过表面扩散和体积扩散等原子迁移过程形成烧结网络的同时，由于颗粒间的距离变小，造成烧结银层体积收缩，形成裂纹。

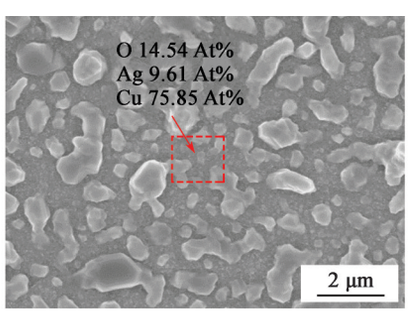
图10是裸铜界面无压烧结焊点的断面形貌。从图10可以看出，铜界面无压烧结焊点的失效位置发生在烧结银层与上下铜焊盘的界面处。对断面出现不同衬度的区域进行放大观察，可以看到有2种断裂方式，但烧结组织均没有发生塑性变形。对焊盘断面不同位置进行EDS元素分析，在图10(b)和图10(c)中均检测发现了氧元素，这说明铜焊盘表面生成了氧化物，认为该氧化物为Cu_2O[9]，焊盘表面突起为残留的纳米银颗粒。在图10(e)和图10(f)所示组织中仅检测到银元素，这说明断裂位置发生在烧结银层与铜氧化物层的界面，而不是铜氧化物层或者铜氧化物层与铜焊盘的界面处。如图10(b)和图10(e)所示，约有1/3焊盘面积的烧结银层与铜氧化物层形成了薄弱的连接；如图10(c)和图10(f)所示，约2/3焊盘面积的烧结银层与铜氧化物层没有形成连接，这导致铜界面无压烧结焊点剪切强度远低于银界面和金界面无压烧结焊点。这2种断裂方式分别



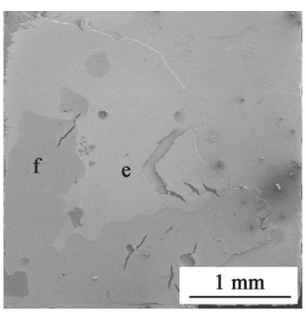
(a) 下焊盘断面SEM图I（放大30倍）



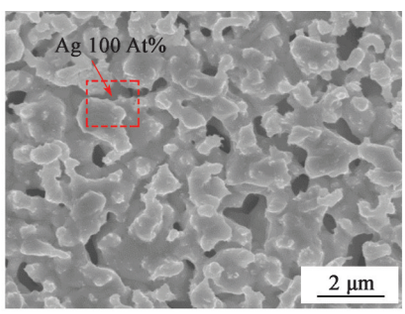
(b)下焊盘断面SEM图II（放大10 000倍）



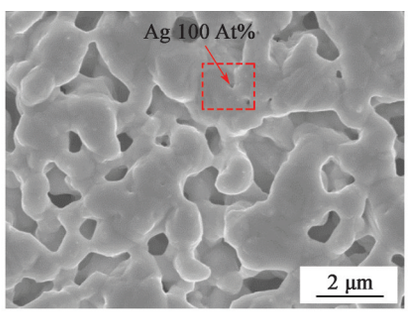
(c) 下焊盘断面SEM图III（放大10 000倍）



(d) 上焊盘断面SEM图I（放大30倍）



(e)上焊盘断面SEM图II（放大10 000倍）



(f) 上焊盘断面SEM图III（放大10 000倍）

图10　铜界面无压烧结焊点的断面微观组织形貌

Fig. 10　Fracture surface microstructure morphology of the pressureless sintering joints at the copper interface

与图 9(b)和图 9(c)中的铜界面无压烧结焊点的截面微观组织形貌相对应，在焊点烧结银层与焊盘界面处形成的薄弱连接和大裂纹，这就解释了铜界面无压烧结焊点剪切强度低的原因。分析认为，在烧结前银膏与铜焊盘润湿铺展，随着温度升高至 100 ℃以上，银膏中的有机溶剂快速挥发，使得氧气更加迅速地进入烧结焊点内部，与铜焊盘剧烈反应生成 Cu_2O；当温度继续升高至 160 ℃以上，银颗粒表面有机物分解挥发，银颗粒之间烧结形成互连网络，在这个过程中伴随着体积收缩，而银颗粒与 Cu_2O 很难烧结，界面处的银颗粒被带向烧结银层中，铜焊盘表面残留部分银颗粒，界面出现裂纹。

3　结语

为充分发挥宽禁带半导体在器件应用上的优势，可使用烧结银膏作为封装互连材料。本文通过对无压银膏烧结焊点的微观组织、力学性能和失效模式进行分析，可得到以下结论：

①随着烧结温度的提高，无压烧结焊点的烧结颈和烧结组织粗化，焊点的剪切强度增加。

②银界面无压烧结焊点中的烧结银层与镀银界面可通过烧结颈形成可靠的冶金连接，焊点断裂位置发生在烧结银层内部，为穿晶断裂模式。

③金界面无压烧结焊点中的烧结银层与镀金层界面处大量的银原子会扩散到金表面，在界面处形成金银固溶体，但焊点界面处结合较差。断裂位置发生在烧结银层中靠近镀金层的近界面处，断裂模式由沿晶断裂转变为穿晶断裂。

④铜界面无压烧结焊点在烧结过程中会由于氧气的渗入而在铜表面生成氧化物，界面出现长达上百微米的裂纹，焊点的剪切强度远低于银和金界面焊点。焊点断裂位置发生在烧结银层与铜表面氧化层的界面处。

参考文献：

[1] YANG Jia, ZHANG Xunye, MA Guanglu, et al. Microstructural evolution and mechanical property of a SiCf/SiC composite/Ni-based superalloy joint brazed with an Au-Cu-Ti filler[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(4): 2312-2322.

[2] LIU Wei, AN Rong, WANG Chunqing, et al. Recent progress in rapid sintering of nanosilver for electronics applications[J]. Micromachines, 2018, 9(7): 346.

[3] CHEN Hongtao, HU Tianqi, LI Mingyu, et al. Cu@Sn core-shell structure powder preform for high-temperature applications based on transient liquid phase bonding[J]. IEEE Transactions on Power Electronics, 2017, 32(1): 441-451.

[4] LI Mingyu, XIAO Yong, ZHANG Zhihao, et al. Bimodal sintered silver nanoparticle paste with ultrahigh thermal conductivity and shear strength for high temperature thermal interface material applications[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2015, 7(17): 9157-9168.

[5] PAKNEJAD S A, MANNAN S H. Review of silver nanoparticle based die attach materials for high power/temperature applications[J]. Microelectronics Reliability, 2017, 70: 1-11.

[6] HONG W S, KIM M S, OH C, et al. Pressureless silver sintering of silicon-carbide power modules for electric vehicles [J]. JOM, 2020, 72(2): 889-897.

[7] CASTRO R H R, VAN BENTHEM K. Sintering: mechanisms of convention nanodensification and field assisted processes[M]. Berlin: Springer, 2013: 8-16.

[8] WANG Xiaomin, MEI Yunhui, LI Xin, et al. Pressureless sintering of nanosilver paste as die attachment on substrates with ENIG finish for semiconductor applications[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 777: 578-585.

[9] HU Yaozhi, SHARANGPANI R, TAY S P. In situ rapid thermal oxidation and reduction of copper thin films and their applications in ultralarge scale integration[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2001, 148(12): G669.