

Ag-Pd 和 Ni 对无铅钎料焊点形状、 微结构及剪切强度的影响 *

肖克来提 盛 玫 罗 乐

(中国科学院上海冶金研究所-戴姆勒克莱斯勒中德联合电子封装研究实验室, 上海 200050)

摘 要 研究了器件端头两种不同的金属化层 (Ag-Pd 和 Ni/Ag-Pd) 对 Sn-Sb 钎料表面贴装焊点的形状、微结构及剪切强度的影响, 并与常用的 Sn-Pb-Ag 钎料焊点进行了比较。结果表明 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点由于 Sn-Sb 钎料与 Ag-Pd 层在回流焊接过程中的剧烈反应导致钎料在器件端头区域集中而下在 Cu 焊盘上充分铺展, 焊点强度低, 断裂发生在原 Ag-Pd/陶瓷界面, Sn-Sb/Ni/Ag-Pd 焊点中 Ni 有效地阻止了 Ag-Pd 在钎料中的溶解, 焊点形状理想, 强度很高, 而对于 Sn-Pb-Ag 钎料, 器件金属化层对焊点形状和强度影响不大, 剪切测试后, 断裂发生在钎料内部

关键词 Sn-Sb 钎料, 器件端头金属化层, 表面贴装

中图分类号 TG425

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2001)06-0647-06

EFFECTS OF Ag-Pd AND Ni ON THE JOINT SHAPE, MICROSTRUCTURE AND SHEAR STRENGTH OF LEAD-FREE SURFACE MOUNT SOLDER JOINT

SHAWKRET Ahat, SHENG Mei, LUO Le

SIM DaimlerChrysler Laboratory, Shanghai Institute of Metallurgy, The Chinese Academy of Science, Shanghai 200050

Correspondent: LUO Le, professor, Tel: (021) 62521070-8510, Fax: (021) 62131233,

E-mail: leluo@itsvr.sim.ac.cn

Manuscript received 2000-10-09, in revised form 2001-02-19

ABSTRACT The joint shape, microstructure and shear strength of 95Sn5Sb solder joints with different terminal metallizations (Ag-Pd and Ni/Ag-Pd) of component were investigated with comparison to 62Sn36Pb2Ag solder joints. The results show that the drastic reaction between Sn-Sb solder and Ag-Pd leads to the solder not spreading entirely on the Cu pad but concentrating on the terminal of component. The shear strength of Sn-Sb/Ag-Pd solder joint is very low and the fracture occurs at the original interface of Ag-Pd/ceramic. The Ni layer in Sn-Sb/Ni/Ag-Pd solder joint effectively avoids the leaching of Ag-Pd to the solder so that a high strength solder joint with perfect shape is achieved. The terminal metallizations of components have little effect on the shape and the shear strength for Sn-Pb-Ag solder joint. Fracture occurs inside the Sn-Pb-Ag solder after shear test.

KEY WORDS Sn-Sb solder, terminal metallization of component, surface mount technology (SMT)

表面贴装技术 (surface mount technology, SMT) 是当代先进的电子产品组装手段之一。与通孔焊接不同, 表面贴装技术完全利用钎料完成器件与基板之间的电、热和机械连接。表面贴装无源器件端头的金属化层为 Ag-Pd 合金, 但由于 Ag 和 Pd 在钎料中的溶解速度很快^[1], 通常用在 Ag-Pd 上镀 Ni 和在钎料中加入少量的 Ag 来阻止或降低 Ag, Pd 的溶解^[2]。近年来, 由于 Pb 对人

体及环境的危害日益引起重视, 无铅钎料受到广泛的关注。其中 Sn-Sb 作为有潜在应用价值的无铅钎料具有熔点高 (与共晶 Sn-Pb 比较)^[3]、强度高^[4]等特点, 适合在诸如汽车、航空电子等领域的高温工作环境应用。本文研究了表面贴装器件端头 Ag-Pd 和 Ag-Pd/Ni 的金属化层对 Sn-Sb 钎料焊点的形状、微结构及剪切强度的影响, 并与常规的 Sn-Pb-Ag 焊点进行了比较。其结果对 Sn-Sb 钎料在表面贴装工艺中的应用有较大意义。

1 实验方法

实验选用的表面贴装元件为 1206 型陶瓷电容, 其端

收到初稿日期: 2000-10-09, 收到修改稿日期: 2001-02-19

作者简介: 肖克来提, 男, 维吾尔族, 1972 年生, 博士生

头的金属化层结构为 Ag-Pd 和 Ag-Pd/Ni 两种。Ag-Pd 层中 Ag 和 Pd 的比例为 2:1。钎料为 95Sn5Sb 及 62Sn36Pb2Ag。用模板印刷将钎料均匀地刷在 FR4 印刷电路板上的 Cu 焊盘上。贴好元件后在回流炉中进行回流焊接。Sn-Sb 钎料的最高焊接温度为 280 °C, 在此温度的停留时间约为 100 s; Sn-Pb-Ag 钎料的最高焊接温度为 230 °C, 高温停留时间也约为 100 s。将焊接后的样品做显微剖样及剪切强度测试。用光学显微镜及扫描电子显微镜探针对焊点剖样进行观察, 用电子探针确定各相成分。采用 Dage Microtester 22 型剪切强度测试仪测量焊点的剪切强度, 每组样品数量为 10。用扫描电子显微镜对断口进行观察并对其成分进行了测定。

2 实验结果与分析

2.1 焊点形状

图 1 是器件端头金属化层为 Ag-Pd/Ni 时的 Sn-Pb-Ag 和 Sn-Sb 表面贴装焊点 (以下简称 Sn-Pb-Ag/Ni 和 Sn-Sb/Ni 焊点) 的整体形貌。可见, Sn-Pb-Ag 和 Sn-Sb 钎料完全浸润器件金属化层及印刷线路板上的 Cu 焊盘, 焊点形状理想。图 2 是器件端头金属化层

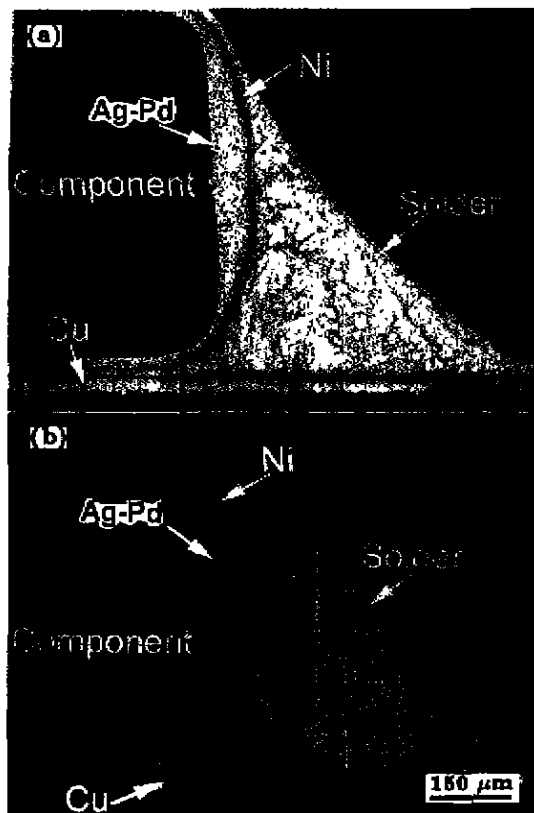


图 1 Sn-Ag-Pb/Ni 和 Sn-Sb/Ni 焊点的光学照片

Fig.1 Optical pictures of Sn-Ag-Pb/Ni (a) and Sn-Sb/Ni (b) solder joints

为 Ag-Pd 时的 Sn-Pb-Ag 和 Sn-Sb 焊点 (简称 Sn-Pb-Ag/Ag-Pd 和 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点) 的整体形貌。对于 Sn-Pb-Ag/Ag-Pd 焊点, 钎料在 Cu 焊盘及 Ag-Pd 层上有效铺展, 焊点形状良好, 焊点中有少量孔洞。而 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点中, 大量的 Sn-Sb 钎料集中在器件端头而未在 Cu 焊盘上完全铺展, 未形成理想的倒角 (fillet)。另外, 此焊点中存在较多的孔洞。

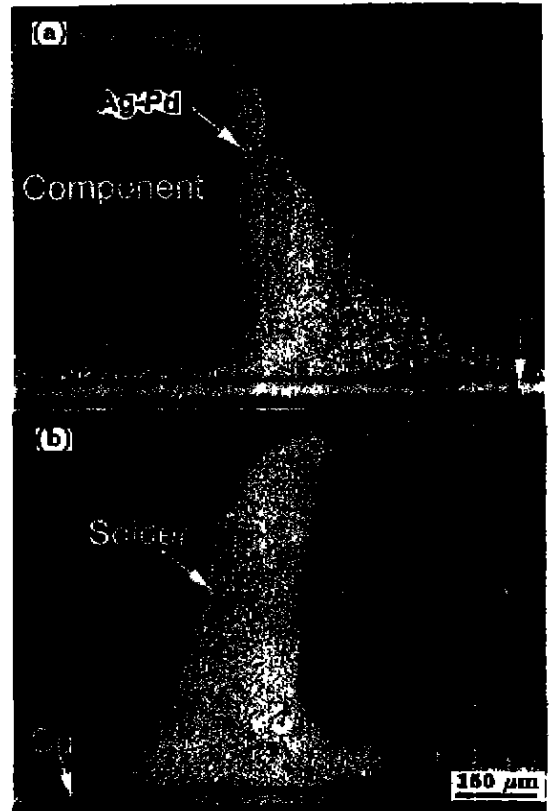


图 2 Sn-Ag-Pb/Ag-Pd 和 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点全貌的光学照片

Fig.2 Optical pictures of Sn-Ag-Pb/Ag-Pd (a) and Sn-Sb/Ag-Pd (b) solder joints showing the effect of Ag-Pd on the joint shape

2.2 微结构

再流焊接中, 熔融钎料与 Cu 焊盘及器件金属化层接触, 在界面发生互扩散。关于钎料与 Cu 的反应及其产物对焊点可靠性的影响已有广泛的报道^[5-8], 本文不作深入讨论。

图 3 为 Sn-Pb-Ag/Ni 焊点中界面处的电子扫描显微照片。Sn-Pb-Ag 钎料由富 Sn 相母体 (暗区) 和均匀弥散于其中的条状富 Pb 相 (亮区) 组成。Ni 层有效隔离钎料与 Ag-Pd, 并在钎料/Ni 界面生成约 2 μm 厚的 Ni-Sn 金属间化合物, 经 EDS 鉴定其为 Ni₃Sn₄。图 4 为 Sn-Sb/Ni 焊点电镜照片。在 Sn-Sb/Ni 界面亦有

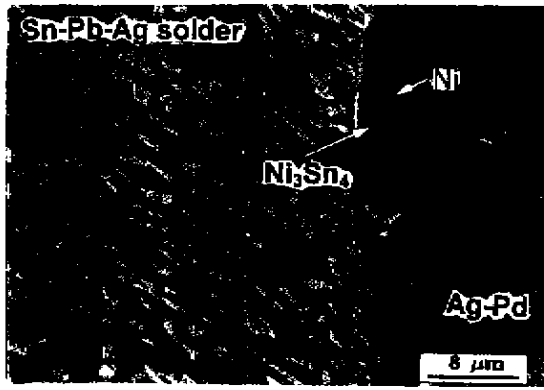


图 3 Sn-Pb-Ag/Ni/Ag-Pd 焊点的扫描电镜照片

Fig.3 Cross-sectional view of the Sn-Pb-Ag/Ni/Ag-Pd interface showing the interaction between Sn-Pb-Ag solder and Ni.

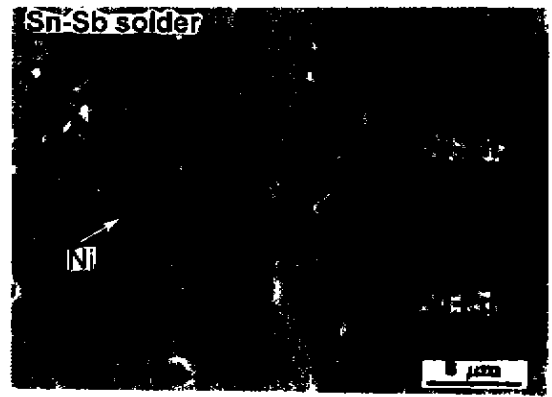


图 4 Sn-Sb/Ni/Ag-Pd 焊点的扫描电镜照片

Fig.4 Cross-sectional view of the Sn-Sb/Ni/Ag-Pd interface showing the interaction between Sn-Sb Solder and Ni

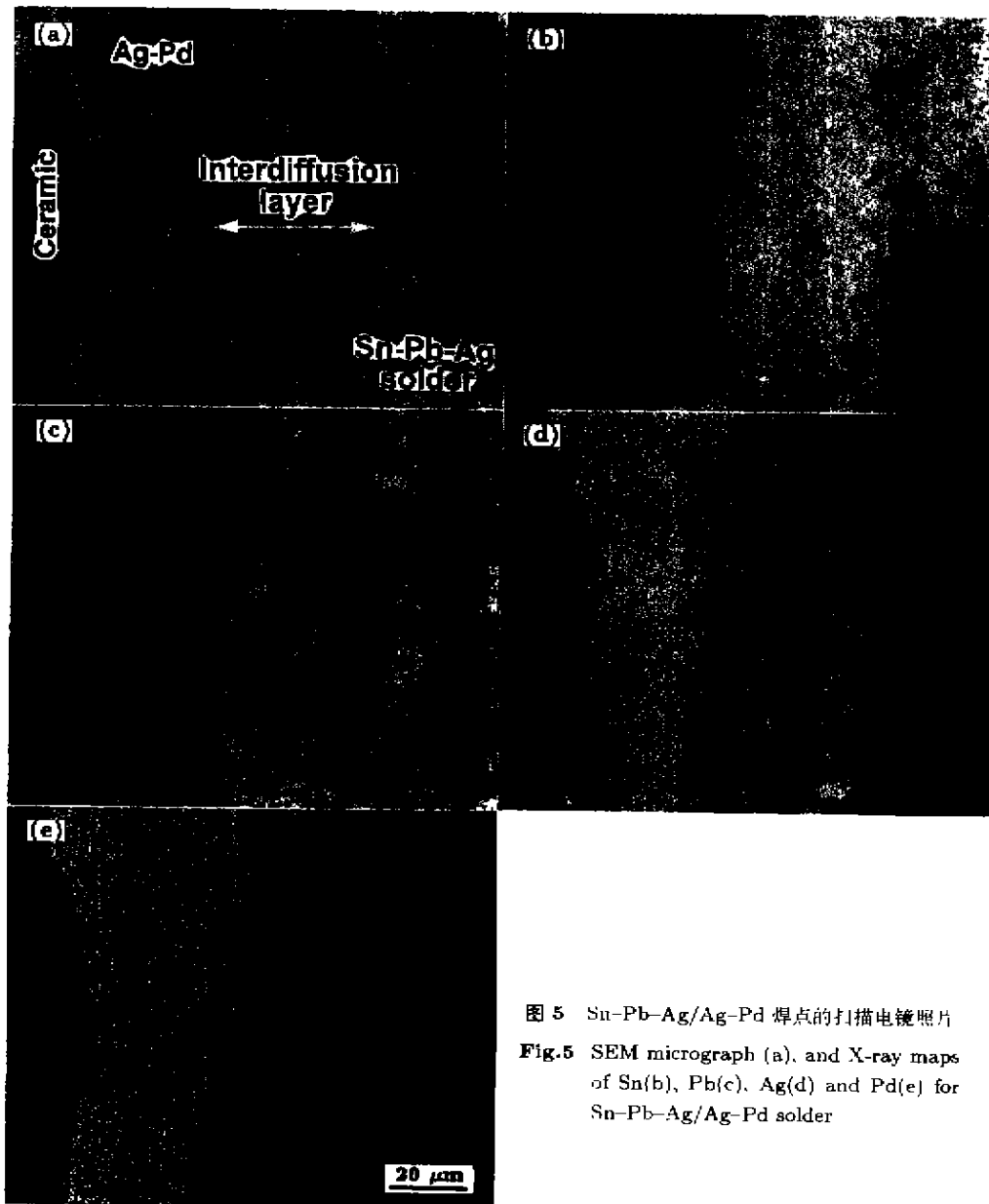


图 5 Sn-Pb-Ag/Ag-Pd 焊点的扫描电镜照片

Fig.5 SEM micrograph (a), and X-ray maps of Sn(b), Pb(c), Ag(d) and Pd(e) for Sn-Pb-Ag/Ag-Pd solder

Ni_3Sn_4 相生成, 其厚度约为 $3\ \mu\text{m}$, 比 Sn-Pb-Ag 焊点中 Ni-Sn 层厚, 而剩余未反应的 Ni 层则较薄. 这是由于 Sn-Sb 钎料的焊接温度及其 Sn 含量都较 Sn-Pb-Ag 钎料高, 在焊接过程中, Ni 与 Sn-Sb 钎料反应较剧烈所致. Sn-Sb 钎料为单一的固溶体结构, 在实际焊点中, 由于 Cu 或 Ni 的溶入, 存在 Ni_3Sn_4 或 Cu_6Sn_5 等颗粒. Ni 由于其在 Sn 基钎料中的溶解度小, Ni-Sn 金属间化合物生长速率低, 而被用作阻挡层材料^[9]. 在本文中其阻止 Sn-Pb-Ag 及 Sn-Sb 钎料与 Ag-Pd 的反应是成功的.

图 5 为 Sn-Pb-Ag/Ag-Pd 焊点界面处的扫描电镜照片及 Sn, Pb, Ag 和 Pd 元素面分布图. 照片最左端为器件的陶瓷基底, 与之接触的为未反应的 Ag-Pd 层, 最

右端为 Sn-Pb-Ag 钎料. 在焊接过程中, 钎料中的组元向 Ag-Pd 层中扩散, 而 Ag-Pd 则向钎料中溶解, 所以在钎料与 Ag-Pd 之间则形成 Sn, Pb, Ag 和 Pd 共存的互扩散层, 其厚度约为 $35\ \mu\text{m}$. 与 Ag-Pd/Ni/Sn-Pb-Ag 焊点比较可知, Sn-Pb-Ag 钎料与 Ag-Pd 的反应比其与 Ni 的反应剧烈得多. Sn-Pb 钎料与 Ag-Pd 的反应产物比较复杂, 可能生成 Ag_5Sn , Ag_3Sn , Pd_3Sn_2 , Pd_3Sn , Pd_2Sn , PdSn_2 , Pd_5Sn_4 , PdSn , PbPd_3 和 Pb_3Pd_5 等金属间化合物^[10]. 从 Ag, Pd 的面分布图可知, 在扩散区 Ag 有偏聚, 电子探针定量分析结果表明其成分接近 Ag_3Sn , 而 Pd 则均匀分布.

图 6 为 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点界面处的电镜照片及 Sn, Sb, Ag 和 Pd 元素面分布图. 可见, Sn 和 Sb 扩散至原

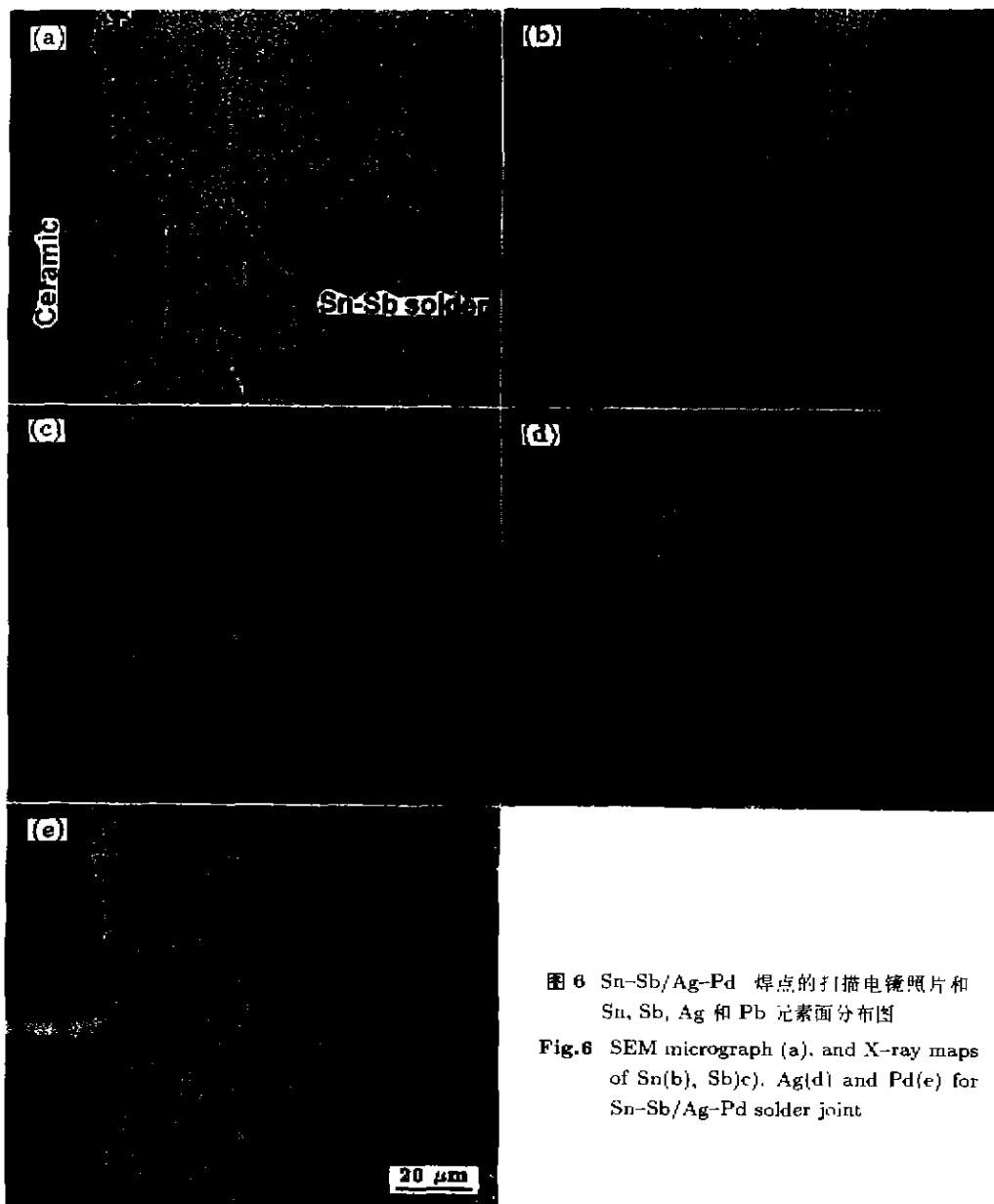


图 6 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点的扫描电镜照片和 Sn, Sb, Ag 和 Pb 元素面分布图

Fig.6 SEM micrograph (a), and X-ray maps of Sn(b), Sb(c), Ag(d) and Pd(e) for Sn-Sb/Ag-Pd solder joint

Ag-Pd/陶瓷界面并在整个焊区都有分布。Ag 和 Pd 亦分布于整个焊区,表明 Ag-Pd 在回流焊接过程中被完全消耗,器件陶瓷基底与钎料接触。从 Ag, Pd 的面分布图可知,焊区中存在 Ag, Pd 的偏聚。电子探针定量分析结果表明 Pd 富聚区中 Sn 和 Pd 的原子比非常接近 4:1,应为 PdSn₄。Sn-Sb 钎料与 Ag-Pd 的剧烈固液反应使大量钎料在器件端头凝固,使得没有足够的熔融钎料在 Cu 焊盘上铺展。另外,由于 Ag-Pd 的溶入,钎料的熔点上升、粘度增大、流动性下降,浸润能力变差也可能是其不能在 Cu 基板上充分铺展的一个原因。钎料粘度增大可能是钎料集中在器件端头区域而不在 Cu 焊盘上充分铺展的主要原因。同时,钎料的流动性差也不利于焊接过程中助熔剂挥发而产生的气体的排出,在焊点中易形成孔洞。在 96.5Sn3.5Ag 钎料焊点中也存在同样问题,可见,对于高温无铅钎料而言,钎料中少量 Ag 的存在并不能有效阻止 Ag-Pd 的溶解。

2.3 焊点剪切强度与断口分析

图 7 所示为四种焊点的剪切强度。从中可以看出: Sn-Sb/Ni 焊点的强度最高,其次为 Sn-Pb-Ag/Ni 和 Sn-Pb-Ag/Ag-Pd, Sn-Sb/Ag-Pd 焊点的强度则最低。为从微观上确定焊点的断裂位置,用扫描电镜对焊点的断口形貌进行了观察,发现对于 Sn-Pb-Ag 焊点,无论器件端头是 Ag-Pd 或 Ni/Ag-Pd,断裂均发生在钎料内部,表明对于这两种焊点而言,钎料本身强度低于钎料与基板或器件端头的结合强度。界面处形成的金属间化合物虽然在回流焊接后表现出较高的强度,但研究表明,时效处理促使其生长,从而大大降低焊点强度^[8]。而 Sn-Pb-Ag/Ag-Pd 焊点的强度比 Sn-Pb-Ag/Ni 焊点的低,则

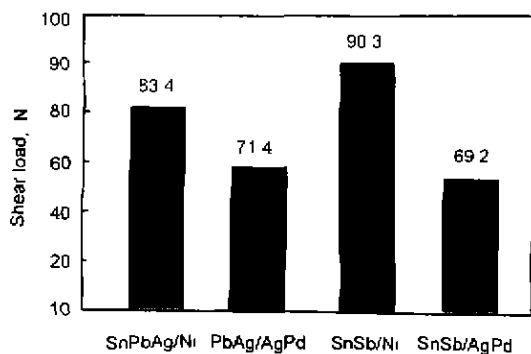


图 7 Sn-Pb-Ag/Ni, Sn-Pb-Ag/Ag-Pd, Sn-Sb/Ni 和 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点的剪切强度

Fig.7 Shear load of Sn-Pb-Ag/Ni, Sn-Pb-Ag/Ag-Pd, Sn-Sb/Ni and Sn-Sb/Ag-Pd solder joints

可能是由于其中存在孔洞所致。图 8 为剪切测试后的 Sn-Pb-Ag/Ag-Pd 焊点焊盘一侧的断口,可见孔洞和韧性断裂形成的韧窝。

图 9 为剪切测试后的 Sn-Sb/Ni 焊点焊盘一侧的断口形貌,断裂发生在钎料内部,表明 Sn-Sb 钎料与器件金属化层及 Cu 焊盘的结合强度高于钎料强度。图 10 所示为 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点断裂后焊盘和器件一侧的断口形貌。EDS 结果显示焊盘一侧的断口由 Sn, Sd, Ag 和 Pd 等元素组成,而器件一侧的断口则为陶瓷,表明 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点断裂发生在原 Ag-Pd/陶瓷界面。从上节可知,在回流焊接过程,Ag-Pd 与 Sn-Sb 钎料反应时几乎被完全消耗,钎料与器件的陶瓷基底直接接触,钎料不能浸润陶瓷也不能与陶瓷互相焊合,所以焊点在原 Ag-Pd/陶瓷界面断裂且强度很低。



图 8 Sn-Pb-Ag/Ag-Pd 焊点 Cu 焊盘一侧的断口形貌
Fig.8 Morphology of Cu pad fracture surface of Sn-Pb-Ag/Ag-Pd solder joint



图 9 Ag-Pd/Ni/Sn-Sb 焊点 Cu 焊盘一侧的断口形貌
Fig.9 Morphology of Cu pad fracture surface of Ag-Pd/Ni/Sn-Sb solder joint

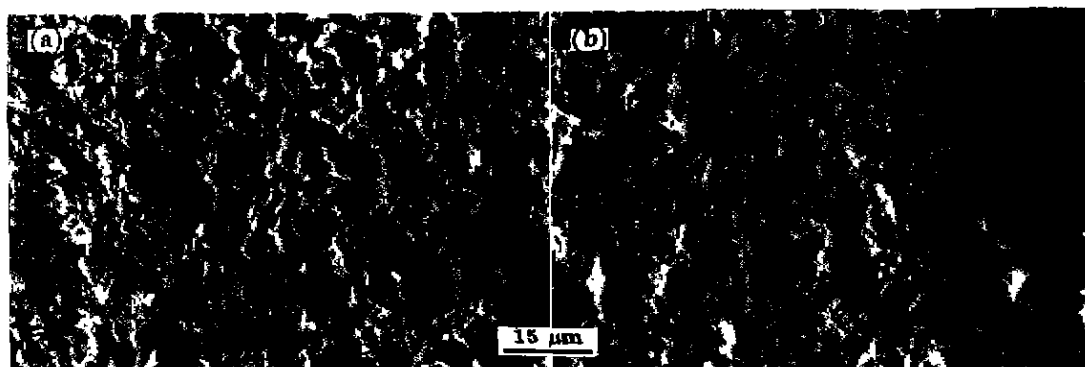


图 10 Sn-Sb/Ag-Pd 焊点的断面形貌

Fig.10 Morphologies of fracture surface corresponding to Cu pad side (a) and component side (b) of Sn-Sb/Ag-Pd solder joint

3 结论

研究了两种器件端头金属化层对 Sn-Pb-Ag 和 Sn-Sb 钎料焊点的形状、微结构及剪切强度的影响。结果表明 Ni/Ag-Pd 与 Sn-Sb 钎料所形成焊点的形状理想、强度最高。Sn-Sb/Ag-Pd 焊点则由于 Sn-Sb 与 AgPb 的剧烈反应导致钎料在器件端头区域集中而不在 Cu 焊盘上充分铺展。焊点强度低，断裂发生在原 Ag-Pb/陶瓷界面。而对于 Sn-Pb-Ag 钎料，器件金属化层对焊点形状和强度影响不大。剪切测试后，断裂发生在钎料内部。

参考文献

- [1] Bader W G. *Welding Research Supplement*, 1969; 12: 551
- [2] Prasad R P. *Surface Mount Technology: Principle and Practice*. New York: Van Nostrand Reinhold, 1989: 356
- [3] Han P M. *Constitution of Binary Alloys*. Vol. 2, New York: McGraw-Hill, 1958: 1175
- [4] Kang S K. *J Electron Mater*, 1994, 23: 701
- [5] Pratt R E, Stromswold E I, Quesnel D J. *IEEE Trans Compon Package, Manuf Technol*, 1996; 19A: 134
- [6] Flanders D R, Jacobs E G, Pinizzotto R F. *J Electron Mater*, 1997, 26: 883
- [7] Tu P L, Chan Y C, Lai J K L. *IEEE Trans Compon Package, Manuf Technol*, 1997, Part B 20: 87
- [8] Shawkret A, Sheng M, Luo L. *Acts Metall Sin.*, 2000; 36: 697
(肖克来提 盛玫, 罗乐 金属学报, 2000; 36: 697)
- [9] Keller H N. *IEEE Trans Comp Hybrids Manuf Technol* 1986 9: 433
- [10] Li G Y, Chan Y C. *IEEE Trans Compon Package Manuf Technol*, 1998; 21B: 398