热电耦合作用下功率器件引脚开裂的机理

高丽茵^{1,2}, 李财富^{2,3}, 曹丽华², 刘志权^{1,2*}

1. 中国科学院深圳先进技术研究院, 深圳先进电子材料国际创新研究院, 深圳 518055;

2. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016;

3. 中山大学材料学院, 广州 510275

* 联系人, E-mail: zqliu@siat.ac.cn

2020-02-29 收稿, 2020-04-20 修回, 2020-04-21 接受, 2020-04-24 网络版发表

国家重点研发计划重点专项(2017YFB0305700)资助

摘要 在电子产品的小型化的趋势下, 电力电子器件所承受的工作温度、电流密度越来越高, 这给封装材料提出了严峻的挑战. 一种引线框架材料为C194合金的MOSFET器件, 在高电流密度的工作环境下服役3~4年后发生了引脚开裂的现象. 针对该失效现象, 使用扫描电子显微镜对界面金属间化合物和断口形貌进行了精细的微观表征, 确定了电迁移和热迁移的耦合作用是导致引脚开裂的主要原因. 具体地, 对于器件源极来说, Cu原子的电迁移与热迁移方向相反, 且热迁移扩散通量较大, 抵消了电迁移的作用从而导致了阳极开裂的反常现象. 对于器件漏极来说, Cu原子的热迁移方向与电迁移方向相同, 热迁移加速了阴极界面裂纹的萌生与扩展, 开裂情况最为严重. 为了进一步揭示开裂机理, 我们使用电子探针、透射电子显微镜分析发现, 在C194合金与金属间化合物界面上, 原本弥散分布于C194合金内部的铁晶粒发生了明显的晶粒长大, 并富集形成连续层. 由于细小铁晶粒组成的富铁层弱化原有的界面结合力, 成为薄弱环节. 因此, 在外加热应力或机械应力下, 裂纹总是沿着由铁晶粒形成的富铁层发生开裂. 综上, 该器件引脚开裂的失效模式为典型的多场耦合作用下的失效形式, 相关机理将为产品工艺优化和提高使用寿命提供理论指导.

关键词 C194合金, 引脚开裂, 热迁移, 电迁移, 失效分析

在电子产品小型化的趋势下, 电力电子器件正沿着大功率化、高频化、集成化的方向发展. 电力电子器件所承受的工作温度、电流密度越来越高, 这给封装材料提出了严峻的挑战. 特别地, 引线框架是封装中最主要的结构材料, 不仅为芯片提供机械支撑, 而且是导电和散热的通路, 常见的引线框架材料有铜^[1,2]及铜的合金(如Cu-Fe-P^[3]、Cu-Cr^[4]等). 因此, 引线框架材料的优劣将直接影响集成电路的质量、使用寿命及产品所在应用系统的可靠性^[5,6]. 鉴于电力电子器件在实际使用过程中, 通常受到力、电、热等多种应力的共同作用. 因此, 其失效原因复杂多样, 不同情况下主导因

素也各不相同, 包括热应力失配^[7~9]、电迁移失效^[10~12]、机械应力^[13,14]等方面.

本研究中的失效器件为电源模块中场效应晶体管(metal-oxide-semiconductor field-effect transistor, MOSFET). 其在工作状态下服役3~4年后, 普遍发生引脚开裂的现象. 其引线框架材料为C194合金, 属于Cu-Fe-P合金, 是一种利用弥散强化的铜基合金. 该MOSFET器件工作温度为88~120°C, 漏极(drain)、源极(source)的工作电流满载时约15 A, 电流方向为漏极流向源极, 栅极(gate)电流较小, 为毫安级. 引脚开裂的情况与电极属性相关, 漏极最为严重, 常常表现为完全裂开的情况.

引用格式: 高丽茵, 李财富, 曹丽华, 等. 热电耦合作用下功率器件引脚开裂的机理. 科学通报, 2020, 65: 2169–2177

Gao L Y, Li C F, Cao L H, et al. The open-pin failure of power device under the combined effect of thermo-migration and electro-migration (in Chinese). Chin Sci Bull, 2020, 65: 2169–2177, doi: [10.1360/TB-2020-0203](https://doi.org/10.1360/TB-2020-0203)

本研究主要针对该MOSFET器件引脚开裂的失效机理展开研究. 通过对引脚合金与焊料界面的金属间化合物形成与演化、裂纹萌生与扩展位置等微观组织的分析, 找出影响MOSFET器件引脚开裂的原因及失效机理, 为产品工艺优化和提高使用寿命提供理论指导.

1 实验

(i) 失效样品观察分析过程. 首先, 用低速锯将需要观察的器件从电源模块上切割下来, 使用环氧树脂镶嵌, 分别用400#、800#、1200#、2000#、5000#砂纸逐级研磨后, 再依次用0.5 μm 的金刚石抛光膏、0.05 μm 的 Al_2O_3 悬浮抛光液抛光至表面无划痕, 之后用去离子水冲洗、超声清洗并烘干. 将样品进行表面喷碳处理, 增加导电性. 随后, 利用扫描电子显微镜(SEM, FEI Quanta 600)观察显微组织, 利用能量色散X射线光谱仪(EDS)分析金属间化合物的成分. 阴阳极化合物厚度的计算方法为: 采用商用的Photoshop软件选择SEM截面照片的相应的衬度, 得到金属间化合物(IMC)总面积, 并通过总面积除以IMC界面长度的方法来统计界面化合物的平均厚度.

(ii) 为了确定元素富集的情况, 使用了电子探针(EPMA, SHIMADZU EPMA-1610)进行观察, 其样品制备过程与上述SEM样品制备过程相同. 同时, 使用了透射电子显微镜(TEM, JEOL JEM 2100)进行C194基体微观组织和界面形貌的精细观察, 以进一步确定失效机理. TEM的制样过程为: 用低速锯将样品切成小片, 每个小片包含完整的引脚, 用树脂镶嵌露出样品截面, 将其两面分别研磨, 此时应控制两面研磨的厚度, 使得在两面都能够看到模块与PCB板的焊接界面, 厚度为1 mm左右. 将研磨好的小片进行清洗, 采用进口AB树脂胶将样品粘在TEM制样专用铜环上, 确保要观察的界面位置对准铜环中心, 固定后再次进行研磨, 磨抛过程中样品尺寸和厚度逐渐减少, 直至样品的厚度约30 μm , 直径约3 mm. 最后采用Gatan公司的PIPS 691进行离子减薄.

2 实验结果

2.1 失效样品的微观分析

图1为失效器件的截面整体形貌照片. 图中左侧为MOSFET管的源极, 右侧为漏极, 并使用矩形框将源

图1 失效MOSFET器件的截面照片

Figure 1 The cross-sectional image of failure MOSFET device

极、漏极的典型焊接界面分别标出. 在左侧矩形框内, 源极焊接界面从上到下依次为C194合金引脚、共晶Sn-Pb合金焊料、Cu焊盘; 且Sn-Pb焊料内存在一些空洞, 应为焊接缺陷, 空洞平均直径在80 μm 以下. 右侧矩形框内标出的漏极焊接界面从上到下依次为C194合金引脚、裂纹、共晶Sn-Pb合金焊料、Cu焊盘引脚. 漏极焊料中也存在空洞(用黑色箭头标出), 空洞的直径可达400~500 μm , 高度贯穿整个焊料层. 采用EPMA对C194引脚材料进行了点分析, 结果为Fe: 1.48wt%~1.67wt%, Zn: 0.215wt%~0.297wt%, P: 0.015wt%~0.05wt%, 其余为铜.

图2为源极与漏极截面微观形貌. 根据器件的实际工作状态, 源极与漏极电子流的方向在图中用长箭头标出. 图2(a)为源极的典型显微形貌照片, 其对应的放大细节如图2(b)所示. 根据电子流方向, 阳极位于图2(a)上方, 引脚合金与焊料界面所形成的IMC厚度因位置变化差异较大, 引脚拐角处IMC层最厚, 根据统计整个引脚IMC的平均厚度为15 μm . 经EDS成分分析, 焊料与引脚合金之间的IMC分为两层, 靠近引脚合金侧衬度较深的为 Cu_3Sn 层(EDS结果为Fe: 2.51at%, Cu: 67.85at%, Sn: 29.63at%), 靠近焊料侧衬度较浅的为 Cu_6Sn_5 层(EDS结果为Fe: 6.17at%, Cu: 52.54at%, Sn: 41.30at%). 裂纹开裂界面初步确定为IMC与C194合金界面或者IMC内部, 且IMC层内存在一些柯肯达尔孔洞. 阴极位于图2(a)下方, 焊料与铜焊盘之间界面所形成的IMC表面起伏较大, 平均厚度为21 μm , EDS成分鉴定结果与阴极类似, 靠近焊料侧为 Cu_6Sn_5 , 且部分呈现为贝壳状向焊料延伸, 靠近Cu焊盘侧为 Cu_3Sn .

图2(c), (d)为漏极的典型显微形貌照片及对应的放大细节. 与源极类似, EDS成分鉴定结果显示, 从引脚

图2 截面微观形貌照片. 源极(a)及其界面(b)放大细节图; 漏极(c)及其界面(d)放大细节图

Figure 2 The cross-sectional SEM images. Source (a) and its enlarged interface (b); drain (c) and its enlarged interface (d)

合金到焊料界面的IMC分别是 Cu_3Sn 、 Cu_6Sn_5 两层, 从Cu焊盘到焊料界面的IMC也分为 Cu_3Sn 、 Cu_6Sn_5 两层. 但与源极相比, 整体IMC界面相对较平缓、厚度较均匀. 根据漏极电子流的方向, 阴极位于图片上方, 阴极IMC平均厚度为 $13\text{ }\mu\text{m}$, 阳极位于图片下方, IMC层平均厚度为 $14\text{ }\mu\text{m}$; 且阴极界面上, 在IMC层内部或者 Cu_3Sn 层与C194合金之间存在贯穿性裂纹. 特别地, 阴极侧 Cu_3Sn 层可观察到大量柯肯达尔孔洞. Cu/Sn界面研究的文献[15,16]曾有报道, 在 Cu_3Sn 化合物的生长过程中, Cu原子向Sn焊料扩散的速率远高于Sn原子向Cu基体方向扩散的速率, 为了平衡Cu、Sn原子的不等量扩散, 空位流朝着Cu/ Cu_3Sn 的界面流动, 并聚集形成柯肯达尔孔洞, 大大降低了焊点的可靠性.

综上, 源极裂纹发生在C194合金与Sn-Pb焊料之间的阳极界面, 但未完全断开. 漏极裂纹发生在C194合金与Sn-Pb焊料之间的阴极界面, 常常表现为贯穿性裂纹. 该MOSFET器件在大电流工作条件下失效, 而且失效现象严重程度与电极属性相关, 初步断定其失效与电迁移有关. 但是, 根据电迁移现象的基本原理: 阴极元素容易发生溶解向阳极迁移, 严重时甚至导致阴极界面开裂; 而阳极由于元素积累, 导致阳极化合物厚度大

于阴极化合物厚度而出现极性效应. 已有的实验现象与电迁移失效的特征并不完全符合. 首先, 本次失效的开裂界面均发生在C194合金与Sn-Pb焊料之间, 对于源极界面来说是阳极界面开裂, 对于漏极来说是阴极界面开裂. 其次, 对于源极来说, 阴极化合物厚度大于阳极, 不符合极性效应, 而对于漏极来说极性效应存在但并不明显. 因此, 需要进一步分析C194合金与Sn-Pb焊料界面的微观形貌与元素分布以确定失效机理.

为了进一步分析断裂机理, 对开裂的引脚进行了俯视观察. 图3(a), (b)为源极器件侧断口及其放大细节图, 可以看出断口组织较为平滑, 为脆性断口, 断面大部分由细小的晶粒组成, 在细晶层上方可以观察到尺寸稍大的沿晶断裂的 Cu_3Sn 颗粒(图3(b)). 图3(b)左下角插图为方框区域对应的EDS图谱, 断口处的细小晶粒富铁, EDS结果为Fe: 2.53wt%, Cu: 49.89wt%, Sn: 47.58wt%. 在断面随机选择了3处以上位置进行EDS分析, 结果显示源极断口含铁量为2.53wt%~3.88wt%. 图3(c), (d)为漏极器件侧断口及其放大细节图, 类似地, 断口组织大部分由细小的晶粒组成(图3(d)). 其中, 图3(d)左下角插图为方框区域对应的EDS图谱, EDS结果为Fe: 5.01wt%, Cu: 38.47wt%, Sn: 56.52wt%. 同样地, 在

图3 (网络版彩色)断口微观形貌俯视图及成分分析. 源极(a)及放大细节(b); 漏极(c)及放大细节(d)

Figure 3 (Color online) The top-view microstructure and component analysis of fracture surface. Source (a) and its enlarged image (b); drain (c) and its enlarged image (d)

断面随机选择了3处以上位置进行EDS分析, 结果显示漏极断口含铁量为5.01wt%~6.04wt%. 综上, 断口位置的铁含量均高于C194引脚合金的铁含量(1.48wt%~1.67wt%), 即断口处存在铁元素富集的现象.

2.2 富铁层的微观表征

使用EPMA对漏极开裂情况进行深入分析. 图4为漏极阴极界面处电子探针的元素分布面扫描结果. 其中图4(a)为形貌图, 图4(b)~(f)分别是Cu、Fe、Pb、Sn、Zn元素的面分布图. 铁元素的面分布图(图4(c))清晰展示了C194合金与Cu₃Sn层之间的Fe元素富集现象, 并且随着铁元素富集逐渐形成富铁连续层. 但是由于该富铁层非常薄, 其微观形貌在SEM图像以及EPMA的电子图像中无法分辨. 结合样品结构推断, 漏极界面从上到下分别是C194合金、富铁层、Cu₃Sn层、Cu₆Sn₅层、Sn-Pb焊料. 特别地, 在器件侧断口俯视形貌观察中, 断口上普遍存在细小的晶粒, 且存在铁富集现象; 而在EPMA的面分布图中, 在IMC侧断口上也发现了富铁层, 推测裂纹沿C194合金与Cu₃Sn之间的富铁层萌生

与扩展, 而且铁的富集程度对界面开裂具有重要影响.

利用TEM分别对C194合金基体和C194合金/Sn-Pb焊料界面进行观察. 图5为C194合金基体内部微观组织. 图5中箭头所示的黑色衬度颗粒均为Fe晶粒, 其直径非常小, 最大直径<100 nm, 一般为几十纳米. 图5(a)的箭头A标出一个晶粒尺寸约40 nm的Fe晶粒, 使用选区电子衍射(SAED)对该晶粒进行物相鉴定, 鉴定结果如图5(b)所示, 为Fe的[210]晶带轴. 由此可见, Fe组分为体心立方结构, 以细小晶粒的形式弥散分布于面心立方结构的Cu基体中.

图6为C194合金/Sn-Pb焊料界面TEM分析结果. 图6(a)为样品的整体形貌, 结合样品结构标出Cu₃Sn、裂纹、C194合金的具体位置, 并在裂纹附近选取了位置进行放大观察(方框所示). 具体地, 图6(c), (d)分别对应所选位置的明、暗场图像, 结果显示器件侧裂纹附近存在Fe晶粒, 直径约190 nm, 其选区电子衍射图谱为Fe的[111]晶带轴(图6(b)).

综合断口形貌观察、元素面分布和TEM实验结果, 很好地证明了裂纹沿着富铁层开裂, 并推测富铁层

图 4 (网络版彩色)漏极C194合金与Sn-Pb焊料界面EPMA结果. 电子图像(a)及其Cu(b)、Fe(c)、Pb(d)、Sn(e)、Zn(f)元素分布图

Figure 4 (Color online) The EPMA results of drain at the interface between C194 and Sn-Pb solder. Electron image (a), and its element distribution map of Cu (b), Fe (c), Pb (d), Sn (e), Zn (f)

图 5 C194合金基体的微观组织(a)和箭头A所示晶粒的SAED图谱(b)

Figure 5 The microstructure of C194 alloy (a), and (b) the corresponding SAED pattern of the highlighted grain A in (a)

的形成过程如下: 在高电流密度和焦耳热的作用下, C194合金基体内的Cu原子向焊料扩散, 并与Sn原子反应生成 Cu_3Sn 和 Cu_6Sn_5 等富Cu的金属间化合物, 而基体内的Fe组分在C194合金和 Cu_3Sn 层界面之间富集, 逐渐形成富铁层. 电流密度与焦耳热对界面元素迁移的具

体作用及影响程度将在下节中重点讨论. 值得注意的是, Fe组分并未以金属间化合物的形式存在, 而是以细小的纯Fe颗粒(体心立方结构)的形式存在, 在富集过程中也仅发生Fe晶粒尺寸的增加. 一般来说, 体心立方结构材料塑性变形比面心立方结构的要差, 脆性更大. 该

图6 C194合金与Sn-Pb焊料界面TEM分析结果。(a) 裂纹附近形貌；(b) 界面Fe晶粒的SAED图谱；方框区域对应放大的明场像(c)和暗场像(d)
Figure 6 The TEM result of drain at the interface between C194 and Sn-Pb solder. (a) Morphology of the crack; (b) the SAED pattern of a Fe grain; the enlarged bright field (c) and dark field (d) images of the frame in (a) respectively

富铁层以细小的Fe晶粒组成，若形成连续层，即在原有Cu₃Sn层与引脚C194合金之间形成引入的新界面，对原有的界面结合存在弱化作用。再者，该富铁层与Cu₃Sn层相邻，而Cu₃Sn层由于生长过程的不等量扩散，内部存在大量的柯肯达尔空洞孔洞。富铁层与柯肯达尔孔洞二者相互作用，在外加热应力或机械应力下，必然进一步加剧开裂现象。这也解释了为什么裂纹总是沿着富铁层及柯肯达尔孔洞开裂。

3 讨论

根据温度实测结果，该器件在工作过程中，器件侧与PCB板侧存在温度梯度，因此在焊点失效分析过程中同时考虑电迁移和热迁移的共同作用。热电耦合作用下元素迁移的情况如图7所示。由于C194合金主要由Cu、Fe两种元素组成，因此针对Cu和Fe元素展开讨论。其中， J_{em} 为电迁移引起的原子流， J_{tm} 为热迁移引起的

原子流。

电迁移过程中金属原子的扩散通量用下式来表达^[2]：

$$J_{em} = C(D/kT)(Z^*/f)epj, \quad (1)$$

式中， C 为溶质原子在溶剂中的浓度； D 为溶质原子在溶剂中的扩散系数； k 为玻尔兹曼常数； T 为温度； Z^*/f 为表观有效电荷数； e 为电子电荷； ρ 为溶剂电阻； j 为电流密度。

根据电迁移扩散通量计算公式，元素在焊料中以间隙扩散的方式进行迁移，而且电迁移通量与扩散系数成正比。根据已有文献报道，Cu、Ni、Fe在Sn焊料中的扩散系数分别为 9.4×10^{-8} ^[17]、 1.9×10^{-9} ^[18]和 2.4×10^{-10} cm²/s^[19]，即Cu原子在Sn的扩散系数比Ni高一个数量级，比Fe高两个数量级。具体地，Hu等人^[20]研究了Cu/Sn-Pb/Au/Ni倒装焊点的电迁移行为，报道了Cu在

图 7 热电耦合作用下元素迁移示意图. (a) 源极; (b) 漏极

Figure 7 Sketch diagram of element fluxes under the effect of electro-migration and thermo-migration. (a) Source; (b) drain

电迁移过程中阴极快速溶解的行为, Ni取代Cu可以减缓电迁移的作用. 综上, 电迁移和热迁移过程中, 主要扩散元素为Cu, 而Fe元素的扩散通量较小. 再者, 迁移通量的方向由有效电荷数决定. Cu的 Z^*/f 为 -5.5 ± 1.5 , 迁移方向为从阴极向阳极方向^[21], 而Fe的 Z^*/f 为 2 ± 1 ^[21,22], 电迁移方向与电子流方向相反, 从阳极向阴极迁移, 具体如图7所示.

热迁移引起的金属原子的扩散通量与温度梯度有关, 方向为高温侧向低温侧迁移, 可用下式^[23]来表示:

$$J_{tm} = C(D/kT)(Q^*/T)(-), \quad (2)$$

式中, Q^* 为传输热, 即运动原子携带的热能与运动原子初始态的热能差, 为常数. 当原子从热端扩散到冷端时, Q^* 为正值, 热迁移方向与温度梯度方向相同. 如图7所示, 本案例中热迁移的方向为从器件侧C194引脚合金侧指向PCB基板Cu侧.

本实验中, 对源极而言, Cu原子的电迁移和热迁移方向相反, 电迁移作用导致的极性效应和阴极裂纹均被热迁移作用所抵消. 而实验结果中阴极侧的富铜IMC厚度大于阳极侧, 很好地印证了这一论点, 进一步证明了热电耦合作用下Cu元素迁移的净通量与热迁移方向一致. 空位流的方向与元素迁移方向相反^[24,25], 裂纹在C194合金与Sn-Pb焊料之间产生. 由于C194合金基体内Cu组分的迁移速度较快, 界面处Fe元素的比例不断升高, 容易发生Fe元素富集, 而在源极中Fe原子的电迁移和热迁移方向相同, 促进了Fe元素从C194界面往

焊料侧迁移, 减缓Fe元素富集. 对漏极而言, Cu原子热迁移方向与电迁移方向相同(图7(b)), 电迁移和热迁移共同作用下Cu元素从阴极往阳极大量迁移, 加速了阴极孔洞和裂纹的形成^[26-28]. 与此同时, 由于漏极中Fe原子的电迁移和热迁移方向相反, 不利于阴极界面Fe元素的扩散, 进一步促进了Fe元素在阴极界面的富集, 这也是漏极发生严重失效现象的因素之一.

4 结论

本研究针对高电流密度下工作的MOSFET器件源极和漏极引脚的C194/Sn-Pb/Cu焊点开裂进行了细致的分析观察, 所得结论如下: 该开裂现象与普通电迁移机制主导的失效现象存在明显差别, 具体表现为源极阳极界面开裂和反常的极性效应. 通过对元素迁移方向和界面IMC厚度的分析, 确定电迁移和热迁移的耦合作用是导致引脚开裂的主要原因. 对于源极来说, Cu原子热迁移方向与电迁移方向相反, 且热迁移扩散通量较大, 开裂界面发生在热端, 也就是阳极界面. 而对于漏极来说, Cu热迁移方向与电迁移方向相同, 热迁移加速了阴极界面裂纹的萌生与扩展. 在C194合金与Sn-Pb焊料之间存在由细小的体心立方Fe晶粒组成的连续的富铁层, 弱化了原有界面的结合力, 裂纹沿富铁层萌生与扩展. 而且由于漏极中Fe原子的电迁移和热迁移方向相反, Fe元素富集形成连续层的情况比源极更为严重, 这也是导致源极产生贯穿性裂纹的重要原因之一.

参考文献

- 1 Li W, Ong S W J. Cu diffusion in Ag-plated Cu leadframe packages. *Microelectron Reliab*, 2012, 52: 1523–1527
- 2 Li W H, Yong K S, Acuesta A, et al. Impact of mold compound on reliability performance in roughened Ni/Pd/Au-Ag preplated lead frame

- package. In: IEEE 17th Electronics Packaging and Technology Conference, 2015
- 3 Yang H C, Wang D F, Kong L D, et al. Research on processing technique of Cu-Fe-P alloy used in leadframe (in Chinese). *Hot Work Technol*, 2005, (1): 23–25 [杨后川, 王东峰, 孔立堵, 等. 引线框架Cu-Fe-P合金的加工工艺研究. *热加工工艺*, 2005, (1): 23–25]
- 4 Fernandez M M, Malifer R J C, Gonzales E A. Leadframe alloys Cu-Fe-P and Cu-Cr as an alternative to Cu-Zr for wheel-speed magnetic sensor package. In: IEEE 18th Electronics Packaging Technology Conference, 2016. 171–175
- 5 Chen Z X. Analysis of the lead frame design for high power integrated circuits. *China Integr Circuit*, 2019, 28: 73–77
- 6 Ryu H J, Baik H K, Hong S H. Effect of thermomechanical treatments on microstructure and properties of Cu-base leadframe alloy. *J Mater Sci*, 2000, 35: 3641–3646
- 7 Hokka J, Mattila T T, Xu H B, et al. Thermal cycling reliability of Sn-Ag-Cu solder interconnections-part 2: Failure mechanisms. *J Electron Mater*, 2013, 42: 963–972
- 8 Zhong Y, Liu W, Wang C, et al. The influence of strengthening and recrystallization to the cracking behavior of Ni, Sb, Bi alloyed SnAgCu solder during thermal cycling. *J Mater Sci Eng A*, 2016, 652: 264–270
- 9 Zhou Q, Zhou B, Lee T K, et al. Microstructural evolution of SAC305 solder joints in wafer level chip-scale packaging (WLCSP) with continuous and interrupted accelerated thermal cycling. *J Electron Mater*, 2016, 45: 3013–3024
- 10 Ke J H, Chuang H Y, Shih W L, et al. Mechanism for serrated cathode dissolution in Cu/Sn/Cu interconnect under electron current stressing. *Acta Mater*, 2012, 60: 2082–2090
- 11 Mertens J C E, Kirubanandham A, Chawla N. Electromigration mechanisms in Sn-0.7Cu/Cu couples by four dimensional (4D) X-ray microtomography and electron backscatter diffraction (EBSD). *Acta Mater*, 2016, 102: 220–230
- 12 Lin Y H, Tsai C M, Hu Y C, et al. Electromigration-induced failure in flip-chip solder joints. *J Electron Mater*, 2005, 34: 27–33
- 13 Lai Y S, Yang P F, Yeh C L. Experimental studies of board-level reliability of chip-scale packages subjected to JEDEC drop test condition. *Microelectron Reliab*, 2006, 46: 645–650
- 14 Shnawah D A, Sabri M F M, Badruddin I A. A review on thermal cycling and drop impact reliability of SAC solder joint in portable electronic products. *Microelectron Reliab*, 2012, 52: 90–99
- 15 Ke J H, Yang T L, Lai Y S, et al. Analysis and experimental verification of the competing degradation mechanisms for solder joints under electron current stressing. *Acta Mater*, 2011, 59: 2462–2468
- 16 Chen L D, Huang M L, Zhou S M. Effect of electromigration on intermetallic compound formation in line-type Cu/Sn/Cu interconnect. *J Alloy Compd*, 2010, 504: 535–541
- 17 Dyson B F, Anthony T R, Turnbull D. Interstitial diffusion of copper in tin. *J Appl Phys*, 1967, 38: 3408–3409
- 18 Yeh D C, Huntington H B. Extreme fast-diffusion system-nickel in single-crystal tin. *Phys Rev Lett*, 1984, 53: 1469–1472
- 19 Shimotomai M, Hasiguti R R, Umeyama S. Dissociative diffusion of ^{57}Fe in $\beta\text{-Sn}$ as observed by Mossbauer-effect. *Phys Rev B*, 1978, 18: 2097–2107
- 20 Hu Y C, Lin Y H, Kao C R, et al. Electromigration failure in flip chip solder joints due to rapid dissolution of copper. *J Mater Res*, 2003, 18: 2544–2548
- 21 Ho P S, Kwok T. Electromigration in metals electromigration. *Rep Prog Phys*, 1989, 52: 301–348
- 22 Zhang X F, Guo J D, Shang J K. Current-induced interfacial reactions in Sn solder joints with electroplated FeNi/Cu substrate. *J Electron Mater*, 2010, 39: 333–337
- 23 Huang A T, Gusak A M, Tu K N, et al. Thermomigration in SnPb composite flip chip solder joints. *Appl Phys Lett*, 2006, 88: 141911
- 24 Seitz F. On the porosity observed in the Kirkendall effect. *Acta Metall*, 1953, 1: 355–369
- 25 Blech I A, Herring C. Stress generation by electromigration. *Appl Phys Lett*, 1976, 29: 131–133
- 26 Jiang N, Zhang L, Xiong M Y, et al. Progress on electromigration of lead-free interconnected solder joints in electronic packaging (in Chinese). *Electron Compon Mater*, 2019, 38: 1–8 [姜楠, 张亮, 熊明月, 等. 电子封装无铅互连焊点的电迁移研究进展. *电子元件与材料*, 2019, 38: 1–8]
- 27 Chen C, Tong H M, Tu K N. Electromigration and thermomigration in Pb-free flip-chip solder joints. *Annu Rev Mater Res*, 2010, 40: 531–555
- 28 Ye H, Basaran C, Hopkins D. Thermomigration in Pb-Sn solder joints under joule heating during electric current stressing. *Appl Phys Lett*, 2003, 82: 1045–1047

Summary for “热电耦合作用下功率器件引脚开裂的机理”

The open-pin failure of power device under the combined effect of thermo-migration and electro-migration

Liyin Gao^{1,2}, Caifu Li^{2,3}, Lihua Cao² & Zhiquan Liu^{1,2*}

¹ Shenzhen Institute of Advanced Electronic Materials, Shenzhen Institutes of Advanced Technology, Chinese Academy of Sciences, Shenzhen 518055, China;

² Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

³ School of Materials, Sun Yat-sen University, Guangzhou 510275, China

* Corresponding author, E-mail: zqliu@siat.ac.cn

With the miniaturization of electronic products, power devices sustain more and more operations under high power, high frequency, and high integration. Power electronic devices are subjected to high operating temperature and current density, which poses a serious challenge on the packaging materials. An open-pin failure was found on a metal-oxide-semiconductor field-effect transistor (MOSFE) device after operated for 3–4 a under high current density condition. The lead frame material is C194 alloy, belonging to Cu-Fe-P alloy, which is a copper base alloy strengthened by dispersion. The operating temperature of the MOSFET device is in the range of 88–120°C at the full working current of about 15 A from the drain to the source, while the gate current is relatively small in a milliampere level. Failure analysis is conducted on the open-pin MOSFET device. According to the investigations by scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometer (EDS), two intermetallic compounds (IMCs), Cu₃Sn and Cu₆Sn₅, were formed at both the C194 alloy/Sn-Pb and the Cu/Sn-Pb solder interfaces. However, the crack is always initiated at the C194 alloy/Sn-Pb solder interface, no matter for the source or the drain. Usually, the crack would initiate at the cathode side due to the sole effect of electro-migration. In this work, the crack initiated at the cathode side for the drain, but at the anode side for the source. According to the working condition of the MOSFET device, this failure crack can be attributed to the combined effects of electro-migration and thermo-migration on multi-element interfacial diffusion and vacancy migration. In detail, for the source of MOSFET device, the direction of Cu thermo-migration flux is opposite to the electro-migration flux, while the thermo-migration flux is large so that it can compensate the effect of electro-migration flux, thus leading to the crack at the anode. For the drain of device, the direction of Cu thermo-migration flux is the same as that of electro-migration, which leads to a severe cracking at the cathode. Moreover, in order to reveal the cracking process, SEM analysis was conducted on the fracture surface where plenty of fine Fe-rich granules and some Cu-Sn IMCs were observed. Furthermore, the electron probe micro analysis (EPMA) demonstrated that these fine Fe-rich granules form a continuous layer adjacent to the crack. Transmission electron microscopy (TEM) and selected area electron diffraction (SAED) were also conducted in order to characterize the interfacial microstructure with Fe-rich granules/layer. At the C194/IMC interface, the Fe granules with body-centered cubic (bcc) structure accumulated as a continuous layer with an obvious grain growth compared to the uniformly dispersing Fe granules within the C194 alloy matrix. The existence of segregated Fe layer and Kirkendall voids would weaken the original bonding between C194 and IMC, so the crack always initiated along the Fe layer or Kirkendall voids when the thermal stress or mechanical stress applied. Above all, this coupled open-pin failure mode and its mechanism would provide a theoretical guidance for the optimization of product process and the improvement of service life.

C194 alloys, open-pin, thermo-migration, electro-migration, failure analysis

doi: [10.1360/TB-2020-0203](https://doi.org/10.1360/TB-2020-0203)