不同剪切速率下锡银铜系/镍金焊点的断裂行为研究

王加俊, 蔡珊珊, 罗晓斌, 彭巨擘* (云南锡业集团(控股)有限责任公司 研发中心, 昆明 650000)

摘 要:对锡银铜系高可靠性焊料合金的研究虽然已经较为广泛,但是缺乏对其焊点在不同应变速 率下的剪切强度和断裂模式的研究。本文将牌号为 SAC305 和 Innolot 不同成分的锡银铜系焊料合 金锡膏印刷在镍金镀层(Ni(P)/Au)上回流成 BGA 焊点,采用 DAGE 4000 HS 焊接强度测试仪进行不 同剪切速率下的剪切性能测试,并对其剪切曲线、剪切强度及断裂能进行计算和分析,再采用金相 显微镜和扫描电子显微镜(SEM)对焊点界面微观结构及断口进行表征分析。结果表明:合金本身成 分的差异导致焊点界面金属间化合物层(IMC 层)厚度和分布存在差异,随着剪切速率的增加, SAC305 和 Innolot 合金焊点的强度总体上都随之增加,且焊点的断裂模式由焊点基体内部的韧性断 裂向界面金属间化合物脆性断裂发生转变,Innolot 合金由于其他金属元素添加导致的强化作用使得 其剪切强度得到较大提升而塑性损伤。

关键词:高可靠无铅焊料;锡银铜系;镍金镀层;剪切速率;断裂模式 中图分类号:TG425.1;TG406 文献标识码:A 文章编号:1004-0676(2023)02-0001-08

Fracture behavior of Sn-Ag-Cu solder joints on Ni(P)/Au surface-finished substrates at different shear rates

WANG Jiajun, CAI Shanshan, LUO Xiaobin, PENG Jubo^{*} (R&D Center, Yunnan Tin Industry Group (Holdings) Co. Ltd., Kunming 650000, China)

Abstract: Although the research on Sn-Ag-Cu based high reliability solder alloy has been extensive, there is a lack of reports about the shear strength and fracture mode of the solder joints at different strain rates. In this research, the Sn-Ag-Cu solder pastes with different compositions, named SAC305 and Innolot, were printed on the Ni(P)/Au surface-finished substrates and reflowed to form BGA solder joints. The shear properties at different shear rates were tested using the DAGE 4000 HS bondtester, and the shear curves, shear strengths, and fracture energies were calculated and analyzed. The microstructure and fracture surface of the solder joint interface were characterized by metallographic microscope and scanning electron microscope (SEM). The results show that the difference in alloy compositions leads to a change in the thickness and distribution of the intermetallic compound layer at the solder joints increase accordingly in general, and the fracture mode of the solder joints shifts from the ductile fracture in the solder joint matrix to the brittle fracture of the intermetallic compound at the interface. Due to the strengthening effect caused by the addition of alloy elements, the shear strength of Innolot alloy is greatly improved, giving rise to the plastic damage.

Key words: highly reliability lead-free solder; Sn-Ag-Cu; Ni(P)/Au surface-finished; shear rate; fracture mode

收稿日期: 2022-10-26

基金项目: 云南省重大科技专项(202002AB080001-2); 企业基础研究应用基础研究联合专项(202101BC070001-007)

第一作者: 王加俊, 男, 硕士, 工程师; 研究方向: 锡基互联材料; E-mail: wjj1209@outlook.com

^{*}通信作者: 彭巨擘, 男, 博士, 正高级工程师; 研究方向: 材料基因工程; E-mail: Jubopeng@ytc.cn

自 2006 年 7 月欧盟实施有害物质限制(ROHS) 法规以来,无铅焊料合金已被电子行业广泛采用。 为适应电子产品小型化、多功能化和高可靠度的发 展需求,至此已经发展到第三代锡银铜(SAC)合金 钎料。在过去十多年中 Sn-3.0Ag-0.5Cu(SAC305)和 Sn-3.8Ag-0.7Cu(SAC387)等无铅 SAC 焊料合金已广 泛应用于便携式、计算和移动电子产品中。而新兴 汽车电子产品的发展带来了更为严苛条件下服役的 需求,如引擎盖附近服役的工作温度在150℃左右, 同时,汽车电子产品还需要在-40~150 ℃甚至更宽 的温度范围内起具有较好的热疲劳寿命。由于锡基 焊料本身熔点低,在150℃温度下,二元和三元SAC 体系焊料的同系温度(homologous temperature)超过 0.8,因此在该温度下 SAC 中形成的化合物如 Ag₃Sn 和 Cu₆Sn₅粗化,同时焊料中的β-Sn 基体再结晶导 致晶粒长大,所以导致焊点时效之后的性能发生损 伤,尤其热疲劳会增加封装材料的热膨胀系数不同 导致的错配应力会加速焊点的力学损伤[1]。

为了提升焊料在高温服役环境下的热疲劳性能, 近年来,行业中开始研究,如德国贺利氏的专利 CN 101563185B 已开发出 Innolot 合金(Sn-3.8Ag-0.7Cu-0.15Ni-1.5Sb-3Bi),以取代常用的 SAC305,并得到 一定的应用。该系列产品开发的核心思想主要利用 Bi、Sb、Ni 等元素的固溶强化和沉淀强化作用来阻 碍位错运动来提升蠕变性能。在焊料合金制造过程 中,引入一个新的产品是需要大量的可靠性评价和 失效机制分析,有许多研究论文从热疲劳和热冲击 的角度研究了封装之后 Innolot 合金的可靠性^[1-5], 也有研究者对该合金的焊点进行不同时间的时效处 理之后开展蠕变性能研究[6-8],同时也利用单轴拉伸 测试在高温下进行不同应变速率的测试,并根据测 量参数确定 Anand 粘塑性本构式的参数[9]。还有研 究者^[10]对 Innolot 合金块体合金进行微观结构观察 与拉伸性能的对比分析以及利用高温储存寿命试验 来对比研究 Innolot 合金与传统的 SAC305 合金界 面生长层进行了比较[11]。

尽管对这种合金的研究十分深入,考虑到锡基 焊料自身有很强的应变速率敏感性并且断裂模式随 着应变速率增加发生转变^[12],但没有一项研究涉及 到其焊点在不同应变速率下的了剪切强度和断裂模 式。因此,本文选取工业常用的化学镀镍/浸金(ENIG) 焊盘,与 Innolot 焊接之后形成焊点进行 0.10 mm/s 到 1000.00 mm/s 剪切速率下力学行为以及断裂模式 研究,同时选取传统的 SAC305 为对照组进行分析, 为了解 Innolot/ENIG 焊点断裂提供理论依据。

1 实验

1.1 化学镀镍/浸金镀层 PCB 板的设计

根据实验设计, PCB 板焊盘设计如图 1 所示, 其中: PCB 板尺寸为 35 mm×15 mm, 焊盘直径为 600 μm, 焊盘间距 2 mm, 每块 PCB 板包含 10 个焊 盘, 依次排列。在实际生产过程中均要对焊盘 Cu(质 量分数≥99.8%,下同))基板表面进行处理,可以起 到防止 Cu 基板氧化和增加焊盘可焊性的作用,防 止假焊、虚焊的发生。本实验采用化学镀镍/浸金 (ENIG)焊盘开展相关焊接、测试实验,即:在焊盘 Cu 基板表面采用化学镀技术镀上一层导电性良好 的镍合金,化学镀 Ni(≥99.9%)层厚度为 3~5 μm, 化学镀薄 Au(≥99.9%)层厚度为 0.025~0.100 μm。



Fig.1 Schematic diagram of PCB design

1.2 BGA 焊点试样的制备

本实验采用合金牌号为 SAC305 和 Innolot 的 锡银铜系锡膏进行实验,详细合金成分分别为: Sn-3Ag-0.5Cu 和 Sn-3.8Ag3.8-0.7Cu-0.15Ni-1.5Sb-3Bi。 采用专门的钢网将锡膏印刷在定制的 PCB 板上,放 入小型 SMT 回流炉中进行回流焊接,即可制备出 实验测试所需试样。回流曲线具体设置如图 2 所示。



1.3 焊点剪切性能测试试验

图 3 为剪切测试实验示意图。如图 3(a)所示, 焊点的剪切测试在焊接强度测试仪上进行,测试方 式为单点推力测试,参考 GB/T 39167-2020 标准进 行测试,设备型号为 Nordson DAGE 4000 HS,分别 进行 0.01、0.10、10.00、100.00、1000.00 mm/s 不同 剪切速率下的推力测试。图 3(b)所示为剪切过程示 意图,焊点剪切高度 50 μm,每个样品至少重复 10 个焊点进行剪切试验。图 3(c)所示,最大剪切力可 以通过仪器数据或者结合剪切曲线作图得到,断裂 能则通过对位移-剪切力曲线积分获取,具体计算方 法如下:使用 Origin 软件绘制出位移-剪切力曲线, 使用积分功能计算出整个曲线和对应位移之间的面 积,得到断裂能。



(a). 剪切设备(Shear equipment); (b). 剪切过程(Shear process); (c). 剪切力及能量计算(Shear force and energy calculation)

图 3 剪切测试实验示意图

Fig.3 Schematic diagram of shear test experiment

1.4 焊点界面及断口观察

采用环氧树脂对焊点样品进行冷镶嵌,然后分 别使用 600、1000、2000、4000 目的水磨砂纸将镶 嵌样品打磨到焊点的中心横截面位置,然后使用 3.0、 0.3 µm 的氧化铝悬浮液对截面进行抛光,最后使用 盐酸氯化铁水溶液对焊点截面进行腐蚀,以便可以 更清晰的观察到焊点内部组织和金属间化合物层。 试样的界面及断口观察使用 ZEISS 的 Axio Vert.A1 倒置金相显微镜和 Hitachi SU8010 高分辨场发射扫 描电镜及能谱仪进行。焊点界面的 IMC 层厚度则利 用 Photoshop 软件进行计算,具体方法如下: 1) 在 RGB 模式下调整图片对比度,使 IMC 层部分更加 突出,并找出图片宽度方向的像素为 W; 2) 统计照 片中所选区域(IMC 层)的总像素数记为 M₁; 测量出 标尺 L1 所对应的像素数 M₂; 3) 按照公式(1) 计算 界面金属间化合物的统计厚度 h:

$$h = \frac{M_1}{W} \cdot \frac{L_1}{M_2} \tag{1}$$

2 结果与讨论

2.1 锡银铜焊料/镍金镀层焊点及界面的微观结构

图 4(a)和(b)分别为 SAC305/ENIG 和 Innolot/ ENIG 焊点的低倍下焊点的金相显微图,可以看出

回流焊接后形成的 BGA 焊点的球形度和一致性较 好,同时也在焊点与 Cu 基板界面处观察到明显金 属间化合物(IMC)层。SAC305/ENIG 焊点截面的相 结构较为单一,而 Innolot/ENIG 焊点截面上零星分 布着细小的相,并且这些化合物有向界面处富集的 趋势,同时还有几十微米长的粗大的 IMC 形成。对 焊点与焊盘的界面放大进行观察,如图 4(c)和(d)的 所示,相比较 SAC305/ENIG 焊点, Innolot/ENIG 合 金焊点界面附近有较多的化合物形成,并且界面处 IMC 轮廓形状更加平面化。通过计算得到 SAC305/ENIG 焊点 IMC 层平均厚度约为 2.99 μm, Innolot/ENIG 焊点 IMC 层厚度约为 3.34 µm。在回 流之后, Innolot/ENIG 焊点界面厚度比 SAC305/ ENIG 焊点界面厚度厚约 0.3 µm。这与报道中回流 之后 Cu 焊盘上的 Innolot 焊点 IMC 层比 SAC 焊点 的 IMC 层要厚 0.3 μm 的结果一致^[11]。

为了进一步更好地对焊点界面及 IMC 层的形 貌及成分进行观察分析,利用扫描电镜对焊点界面 进行形貌观察和 EDS 成分分析,如图 5 所示。图 5 显示了 SAC305/ENIG 焊点和 Innolot/ENIG 焊点中 IMC 层附近区域的 SEM 背散射电子显微图,根据 原子序数衬度不同,图片中的颜色不同,表1为图 5 中不同区域的 EDS 电子能谱数据。



图 4 SAC/ENIG ((a)、(c))和 Innolot/ENIG((b)、(d))焊点金相显微图 Fig.4 Metallographic micrograph of SAC/ENIG ((a), (c)) and Innolot/ENIG ((b), (d)) solder joints



图 5 SAC305/ENIG(a)和 Innolot/ENIG(b)焊点 IMC 层扫描电镜图 Fig.5 SEM diagram of IMC layer of SAC305/ENIG and Innolot/ENIG solder joints

表1 SEM/EDS 结果(摩尔分数,打点位置如图5 所示)

Tab.1 SEM/EDS results (Atomic fraction, the dot location is

shown in Fig. 5)							/%
位置	AgL	SnL	NiK	CuK	AuL	РК	BiM
EDS-1	4.18	91.21	1.43	2.41	0.77	-	-
EDS-2	1.74	56.1	15.75	25.61	0.81	-	-
EDS-3	0.19	1.13	81.15	2.05	0.39	15.09	-
EDS-4	3.15	63.13	13.22	20.33	-	-	0.17
EDS-5	0.93	45.16	24.56	29.34	-	-	-
EDS-6	0.53	33.64	38.15	13.59	-	14.09	-
EDS-7	-	0.59	79.79	2.14	-	17.47	-

在回流过程中,焊盘最上层较薄的镀 Au 层会 溶解到熔融的焊料中,留下下层的化学镀 Ni(P)层与 焊料发生界面反应。对于 SAC305/ENIG 焊点,回流 焊接后,点1位置处为焊料基体,成分以 Sn、Ag、 Cu 为主,含有微量的 Au 和 Ni,这是由于焊盘的表 面镀层部分溶解到焊料基体中。在点2位置处则会 生成(Cu, Ni)₆Sn₅, (Cu, Ni)₃Sn₄等金属间化合物,这 是因为 SAC305 焊料内部的 Cu 原子在熔融状态下,会移动到 Ni(P)层,导致在镀层位置3 处也会生成 部分(Cu, Ni)₆Sn₅ 金属间化合物。而对于 Innolot/ENIG 合金焊点而言,点4位置处是焊料基体,成

分主要为 Sn、Ag、Cu、Ni、Bi, 点 5 和点 6 位置处则生成(Ni, Cu)₃Sn₄ 和(Cu, Ni)₆Sn₅ 等金属间化合物层,由于焊料本身就含有 Ni 元素,因此该位置处 Ni 含量较高,并且由于熔融状态下 Cu 原子的迁移, 点 7 位置处也会生成部分(Cu, Ni)₆Sn₅ 金属间化合物。同样由于 Innolot 合金本身含有一定量的 Ni 元素,说明在图 4(d)中 Innolot 焊点基体内出现的零散的金属间化合物为(Cu, Ni)₃Sn₄ 和(Cu, Ni)₆Sn₅。

2.2 不同应变速率下焊点的剪切性能

图6所示为SAC305/ENIG 焊点和Innolot/ENIG 焊点在不同应变速率下剪切力和位移曲线。从强度 值可以看出,两种合金的焊点都展现出很强的应变 速率敏感性,即随着应变速率的升高,总体上强度 也随之升高。同时曲线形状也发生了明显变化,在 低应变速率下,在最大力之后仍有一段剪切位移, 而随着应变速率的升高,最大力之后的剪切位移逐 渐下降,甚至呈现出较快的下降速率,这说明了低 速下的韧性断裂特征逐渐转变为1000.00 mm/s下的 脆性断裂。对比两种合金焊点的剪切力和位移曲线, 在 0.01~100.00 mm/s 应变速率下, Innolot/ENIG 焊 点强度比 SAC305/ENIG 焊点明显要高,但是 1000.00 mm/s 应变速率下,两者的强度接近。此外, 在 0.10 mm/s 应变速率时, Innolot/ENIG 焊点比 SAC305/ENIG 焊点要提前发生韧脆转变。

为了更好对比两种不同成分锡银铜焊点的剪切 性能如最大强度以及断裂能随应变速率的变化,利 用箱形图反映原始数据分布的特征并进行两种焊点 的对比,如图7所示。两种焊点随应变速率增加呈 现出不同的趋势。根据焊盘直径为600 µm,计算得 到两种合金焊点的强度。应变速率从0.01 mm/s 增 加到0.10 mm/s 时,SAC305/ENIG 焊点强度增稍有 增加;而从0.10 mm/s 提升至1000.00 mm/s 时,焊 点强度从53.9 MPa 增加到97.7 MPa,强度提升接 近2倍。而Innolot/ENIG 焊点强度随着应变速率先





Fig.6 Comparison in the shear curves of SAC305/ENIG and Innolot/ENIG solder joints at different strain rates



Fig.7 Comparison in the shear strength of SAC305/ENIG and Innolot/ENIG solder joints at different strain rates

增加而后减少,应变速率从 0.01 mm/s 增加到 100.00 mm/s 时,其强度呈现出单调递增的趋势,从 72.5 MPa 增加到 106.5 MPa,强度增加了 1.47 倍,当应 变速率提升至 1000.00 mm/s 时,其强度下降约 10.0 MPa。对比相同应变速率下两种焊点的强度,不同 应变速率下强度差别不同,在 0.01、0.10、10.00 和 100.00 mm/s 的应变速率下,Innolot/ENIG 焊点的剪 切强度比 SAC305/ENIG 焊点强度的提升分别为: 23.0 MPa、34.0 MPa、16.0 MPa 和 13.0 MPa,在 1000 mm/s 的应变速率下,两者剪切强度几乎相等。

两种合金焊点的断裂能随应变速率变化也呈现 出不同的变化趋势,如图 8 所示。应变速率从 0.01 增加到 100.00 mm/s 时, SAC305/ENIG 焊点的剪切 能先从 3.68 mJ 单调增加至 10.83 mJ,增加近 3 倍, 然后应变速率在 1000.00 mm/s 时,剪切能降低到 2.68 mJ,比最低应变速率时候的剪切能还要低。而 对于 Innolot/ENIG 焊点,当应变速率从 0.01 增加到 100.00 mm/s 时,0.01 和 0.10 mm/s 的剪切能增加不 明显,在 4.8 mJ 附近,然后剪切能从 4.94 mJ 单调 增加至 6.49 mJ,增加了 1.3 倍,然后应变速率升高 到 1000.00 mm/s 时,剪切能下降至 2.38 mJ,与该 应变速率下 SAC305/ENIG 焊点的剪切能大致相等。

2.3 不同应变速率下焊点的断口分析

不同应变速率下的断口如图 9 所示,图 9 能够 很好地说明前述剪切力-位移曲线的变化规律。如图 9(a)所示,对于 SAC305/ENIG 焊点而言,当剪切速 率为 0.01 和 0.10 mm/s 时,焊点的断口展现出典型 的韧窝状的断口形貌,这说明在该应变速率范围内



图 8 SAC305/ENIG 及 Innolot/ENIG 焊点不同应变速率剪切能量对比

Fig.8 Comparison in the shear energy of SAC305/ENIG and Innolot/ENIG solder joints at different strain rates



图 9 SAC305/ENIG(a)和 Innolot/ENIG(b)不同应变速率下断口对比: Fig.9 Fracture comparison of SAC305/ENIG (a) and Innolot/ENIG (b) at different strain rates

焊点的断裂发生在焊料本体内部,因此其失效形式 以焊点本身的韧性断裂为主,应变速率的增加使得 断口中韧窝的尺寸和比例减少;当剪切速率增加至 100.00 mm/s 时,焊点断口一部分为韧性断口,另一 部分为光滑平整的断口,这说明焊点的断裂是发生 在金属间化合物层与焊料基体之间,具有韧性和脆 性混合断裂的特征;当剪切速率为1000.00 mm/s 时, 平整光滑的断口说明焊点是从金属间化合物层处断 裂,具有脆性断裂的特点。

而对于 Innolot/ENIG 焊点,当剪切速率为 0.01、 0.10 及 100.00 mm/s 时,表现出区别于 SAC305/ ENIG 焊点不同的断裂形式,焊点都为韧性和脆性 混合断裂的特征,说明在该应变范围内其不存在完 全的焊料基体内部发生的韧性断裂失效形式;当剪 切速率达到 1000.00 mm/s 时,与 SAC305/ENIG 焊 点断裂失效模式相同,焊点均是从金属间化合物层 处断裂,具有脆性断裂的特点。

在 SAC305/ENIG 焊点中,这种随着应变速率 提升,断裂模式发生从韧性断裂转变到混合断裂模 式,再到脆性断裂的现象在大量研究中也被观察发 现^[12]。通常,焊点的失效是由于裂纹沿着最薄弱的 层或界面传播,这决定了焊点的剪切性能^[13]。因此, 根据上述的断口分析,在 1000.00 mm/s 的高应变速 率下,SAC305/ENIG 和 Innolot/ENIG 焊点都展现出 相同的界面 IMC 断裂的模式,相应的剪切强度和剪 切能的数值相当,分别为 97.0 MPa 和 2.7 mJ,即使 界面 IMC 比混合断裂模式以及焊点自身的剪切强 度要高,但是从剪切-位移曲线可以看出其本征脆性, 从而使得其剪切能较低。

而 Innolot/ENIG 焊点在 0.01 mm/s 下展现出的 是混合断裂模式。根据 Gyenes 等人的报道,在 0.05 mm/s (2×10⁻³ s⁻¹)拉伸速率条件下,SAC307 块体焊 料合金的抗拉强度和断裂延伸率分别为 39.0 MPa 和 36%,块体焊料 Innolot 合金的抗拉强度和断裂延 伸率分别为 62.0 MPa 和 17%,相较于传统的 SAC 307 合金,Innolot 合金的强度提升 1.58 倍而塑性损 伤超过 50%^[10]。剪切速率为 0.01 mm/s 时,根据焊 点尺寸为 600 μm 估算其剪切速率为 1.6×10⁻² s⁻¹, Innolot/ENIG 焊点的强度分别是 SAC305/ENIG 焊 点强度的 1.44 倍,这与文献中报道的相应的块体焊 料合金强度提升的值接近,同时也观察到了焊点剪 切位移的较大损伤。从图 4 中可以观察到几微米尺 寸的化合物在 Innolot/ENIG 焊点基体中形成,同时 该焊料中还含有细小白色的 Bi 颗粒,Bi 元素和 Sb 元素也能够固溶于焊点基体中,通过沉淀强化与固 溶强化的作用可以使得 Innolot 合金相较于 SAC 合 金较大的提升,但是粗大化合物难以变形从而导致 应变区域化,使得焊点本身塑性下降较快。这说明 Innolot 合金强度的较大提升但是塑性极大损伤导 致了低应变速率下就呈现出混合断裂模式,且在 0.10 mm/s 剪切速率下剪切能与 SAC305/ENIG 焊点 相当。

在 0.01 mm/s 和 0.10 mm/s 剪切速率条件下, SAC305/ENIG 焊点的剪切性能主要由焊点合金本 身力学性能主导。应变速率提升一个量级,合金本 身强度虽然提升不大,但是数据离散程度减少,相 应的断裂能提升也较小。SAC305/ENIG 焊点在 100.00 mm/s 剪切速率时其剪切强度的从 46.6 MPa 提升到 93.1 MPa, 而其剪切能量的统计数据较为分 散,最小值接近低应变速率下的剪切能约为 3.8 mJ, 较大值超过 20 mJ,这与该样品断口观察到的混合 断裂模式一致。而 Innolot/ENIG 焊点,在 0.01 mm/s 到 100.00 mm/s 的应变速率范围内,虽然相应的强 度有明显的增加,但是断裂能增加不明显,这是由 于最大力后面的位移减少。此外,剪切速率为0.01、 0.10 和 100.00 mm/s 时, Innolot/ENIG 焊点强度分 别是 SAC305/ENIG 焊点强度的 1.44 倍、1.78 倍和 1.15 倍, 而前者相应的剪切能分别是后者剪切能的 1.31 倍、1.01 倍和 0.6 倍,这说明相较于 SAC305/ ENIG 焊点, Innolot/ENIG 焊点随着应变速率提升导 致的强度提升不足以弥补塑性带来的损伤,从而导 致剪切能提升不足。

3 结论

本文通过研究对比镍金镀层上 SAC305/ENIG 和 Innolot/ENIG 合金焊点在不同剪切速率下的断裂 行为及界面微观结构,得出以下结论:

1) SAC305 和 Innolot 合金与镍金镀层经回流 后形成焊点,并与 Cu 基板界面处生成不同形貌及 不同厚度的(Cu,Ni)₆Sn₅, (Cu,Ni)₃Sn₄等金属间化合 物层,IMC 层厚度分别约为 2.99 和 3.34 μm。

2) SAC305/ENIG 和 Innolot/ENIG 合金焊点的 剪切强度均呈现随剪切速率的增加而增大的总体趋势。对于 SAC305/ENIG 焊点而言,其最大剪切强度 在 1000 mm/s 时为 97.7 MPa;而对于 Innolot/ENIG 焊点,剪切强度随剪切速率增加呈先增大后减小趋势,最大剪切强度在 100 mm/s 时为 107.0 MPa。 3) 两种焊点的断裂模式均随着剪切速率的增加从焊点基体内部的韧性断裂模式向界面金属间化 合物脆性断裂模式转变。剪切速率为1000 mm/s 时, 两者的断裂均在界面 IMC 处,导致两者的剪切强度 和剪切能大致相当; 而在 0.01 mm/s 较低的剪切速 率下, SAC305/ENIG 焊点为韧性断裂而 Innolot/ ENIG 焊点为混合断裂模式,这是由于 Innolot 合金 中其它合金元素添加强化了合金基体使其剪切强度 较大提升,但也使得其塑性损伤。

参考文献:

- COYLE R, JOHNSON C, HILLMAN C, et al. Enhancing thermal fatigue reliability of Pb-free solder alloys with additions of bismuth and antimony[C]//SMTA International Conference Proceedings, 2020.
- [2] SANDERS T, EVANS J, BOZACK M, et al. Component level reliability for high-temperature power computing with SAC305 and alternative high-reliability solders[C]//SMTA International Conference Proceedings, 2015.
- [3] DALTON E, REN G, PUNCH J, et al. Accelerated temperature cycling induced strain and failure behavior for BGA assemblies of third generation high Ag content Pbfree solder alloys[J]. Materials & Design, 2018, 154(SEP.): 184-91.
- [4] COLLINS M N, DALTON E, PUNCH J. Microstructural influences on thermomechanical fatigue behavior of third generation high Ag content Pb-Free solder alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds: An Interdisciplinary Journal of Materials Science and Solid-state Chemistry and Physics, 2016, 688: 164-70.
- [5] HAMASHAS D, AKKARAF, ABUSED M, et al. Effect of surface finish and high Bi-solder alloy on component reliability in thermal cycling[C]//2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference

(ECTC), 2018.

- [6] BENABOU L, TAO Q B. Development and first assessment of a DIC system for a micro-tensile tester used for solder characterization[J]. Experimental Techniques, 2017, 41(3): 317-26.
- [7] TAO Q B, BENABOU L, VAN T N, et al. Isothermal aging and shear creep behavior of a novel lead-free solder joint with small additions of Bi, Sb, and Ni[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 789: 183-92.
- [8] LALL P, LIMAYE G, SHANTARAM S, et al. Effect of isothermal aging and high strain rate on material properties of Innolot[C]//ASME 2013 International Technical Conference and Exhibition on Packaging and Integration of Electronic and Photonic Microsystems. 2013.
- [9] ALAM M S, HASSAN K R, SUHLING J C, et al. Hightemperature mechanical behavior of SAC and SAC+X leadfree solders[C]//2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference(ECTC), 2018.
- [10] GYENES A, BENKE M, TEGLAS N, et al. Investigation of multicomponent lead-free solders[J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2017, 62(2): 1071-1073.
- [11] KRAMMER O, HURTONY T, HADARITS A. Investigating intermetallic layer growth in Innolot solder alloy[C] //2017 40th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), 2017.
- [12] HU X, XU T, KEER L M, et al. Shear strength and fracture behavior of reflowed Sn3.0Ag0.5Cu/Cu solder joints under various strain rates[J]. Journal of Alloys & Compound, 2017, 690: 720-928.
- [13] JEON S J, KIM J W, LEE B, et al. Evaluation of drop reliability of Sn-37Pb solder/Cu joints using a high speed lap-shear test[J]. Microelectronic Engineering, 2012, 91: 147-153.