

Sn-Sb-Cu-Ni 焊料和焊点在低温条件下组织和性能研究

Research on Microstructure and Properties of Sn-Sb-Cu-Ni Solder and Its Joints at Low Temperature

陈海燕¹, 曾键波¹, 谢 羽², 路美秀³, 牛 艳¹, 李 霞⁴

(1 广东工业大学 材料与能源学院, 广州 510006;

2 广州帝特电子科技有限公司, 广州 510545;

3 广东外语外贸大学 思科信息学院, 广州 510006;

4 广东石油化工学院 化工与环境工程学院, 广东 茂名 525000)

CHEN Hai-yan¹, ZENG Jian-bo¹, XIE Yu², LU Mei-xiu³, NIU Yan¹, LI Xia⁴

(1 School of Materials and Energy, Guangdong University of Technology,

Guangzhou 510006, China; 2 Guangzhou Dtech Electronics Technology

Co., Ltd., Guangzhou 510545, China; 3 Cisco School of Informatics,

Guangdong University of Foreign Studies, Guangzhou 510006, China;

4 College of Chemical & Environmental Engineering, Guangdong University of Petrochemical Technology, Maoming 525000, Guangdong, China)

摘要: 为保证 Sn-Sb-Cu-Ni 合金及焊点在低温环境下使用可靠性, 将 SnSb 4.5CuNi 合金焊料和焊点在 25, -10, -20, -60℃ 恒温环境中进行储存 565 天后, 考察了不同温度下 SnSb 4.5CuNi 合金微观组织形貌、物相、密度、电导率、抗拉强度和塑性的变化, 通过纳米压痕法测量 SnSb 4.5CuNi/Cu 焊点界面过渡层 Cu₆Sn₅ 金属间化合物(IMC)的硬度和弹性模量, 对焊接接头进行抗拉强度、剪切强度和低周疲劳测试。结果表明: 合金主要由 SbSn 和 β -Sn 组成, 低温处理 565 天后合金组织形貌逐渐转变为树枝状组织, 焊料合金的密度和电导率均随温度降低而升高, 表明经低温储存后合金没有发生灰锡转变, 但脆性 SbSn 相析出量的增多和枝晶组织致使铸态合金的拉伸强度降低, 增加了合金脆断风险; 随着温度的下降, 焊接界面 IMC 层的弹性模量和硬度增大, 焊件拉伸破坏模式从焊料内部转为 IMC 层, 断口越趋平整, 焊件的抗拉强度、抗剪强度下降, 呈现了低温脆性断裂的倾向。

关键词: 无铅焊料; 显微组织; 低温脆性; 纳米压痕测试; 低周疲劳

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.11.010

中图分类号: TG425.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)11-0057-08

Abstract: To study the reliability at low temperature, the SnSb4.5CuNi solder and its welded joints were kept in the constant environments of 25, -10, -20 and -60℃ for 565 days, which offered conditions to observe and study the morphology, phase, density and electrical conductivity changes of SnSb4.5CuNi alloy microstructure at different temperatures. The nanoindentation was applied to measure the hardness and elastic modulus of the intermetallic compound (IMC). The tensile strength, shear strength and the low cycle fatigue properties of the welded joints were tested. The results show that under low temperature condition for 565 days the solder is mainly composed of SbSn and β -Sn, the morphology turns to dendritic structure with definite orientation. The density and conductivity of the solder alloy increases with the temperature decreasing. It shows that no tin pest occurs in SnSb 4.5 CuNi solder after low temperature storage, but the SbSn phase precipitation increasing and the dendrite structure lead to decreasing of the tensile strength of the as cast alloys, and increasing of the risk of the alloy brittle fracture. With the decrease of temperature, hardness and elastic modulus of IMC layer at the interface increase and the tensile failure mode of fractures in SnSb 4.5CuNi/Cu inter-

face is moving from the solder to the IMC layer, the fracture tends to be more flat, the tensile strength, shear strength are reduced, and shows trend of low temperature brittle fracture.

Key words: lead-free solder; microstructure; low temperature brittleness; nanoindentation; low cycle fatigue

无铅焊料 SnSbCuNi 系合金为一种新开发的钎料,在钎焊过程中具有优良的润湿性,焊接接头的抗拉强度和抗剪强度较大,含 Sb 元素 3%~6% 的范围内,合金的熔点随 Sb 含量的增多而上升,熔点为 234.5~238.0℃,常温下 SnSbCuNi 合金具有稳定的物理特性和优良的力学性能,可广泛应用于双面电路板 SMT 组装时二次回流焊工艺^[1-3]。目前无铅焊料合金可靠性研究主要集中于常温和高温条件,在寒冷条件下遇到的可靠性问题鲜有报道。在整个物流过程中的传递、存储和使用过程中,焊料和对应的电子产品常常要遭遇低温环境,如黑龙江、内蒙古、青海西部及新疆北部局部地区冬季气温有可能低于-40℃。温度是影响金属材料 and 工程结构断裂方式的重要因素之一,许多断裂事故发生在低温^[4],锡以及锡合金在低温环境下发生性能变化主要有两方面原因:发生了低温锡相变^[5,6]或低温脆性^[7]。当锡或锡合金冷却到13.2℃以下,β-Sn 会缓慢地转变为 α-Sn,α-Sn 的晶格结构和 Si 一样,因此它是一种半导体而不是金属,并具有本征脆性,同时 β 向 α 相转变过程有 26%~27% 的体积膨胀,导致电子产品产生裂纹,最终完全粉碎。有报道称 Sb 元素可以抑制灰锡相变,或者会把相变开始的温度降至很低^[8]。常温下,金属材料在常温条件下原子的结合较疏松,弹性好,金属能吸收较多的外部冲击能量,在低温情况下原子结合得较紧密,由于弹性差只能吸收极少的外来能量,材料因其原子周围的自由电子活动能力和“黏结力”减弱而呈现脆性。因此在高寒环境下使用,SnSbCuNi 焊料和焊点发生性能恶化的风险较大,为保证合金焊料在低温环境下使用可靠性,本工作研究了 SnSb4.5CuNi 焊料和焊点在低温条件下(-10~-60℃)下微观组织和性能的演变,研究低温下合金焊料和焊点失效的条件与机理,对促进我国电子工业发展具有十分重要的意义。

1 实验材料与方法

将 SnSb4.5CuNi 焊料以及其焊接接头放入温度分别为 25,-10,-20,-60℃ 的恒温冰箱内保持 565 天,取出后置于室温环境中进行组织观察和性能测试。采用标准金相制备方法对样品进行金相制备并观察组织,所用腐蚀液成分为(C₂H₅OH:100mL, HCl:5~25mL, FeCl₃:10g)。采用 Itima III 型的 X 射线衍射仪对焊料合金组织进行物相鉴定,试样检测的角度范围是 20~90°;采用阿基米德排水法测量 SnSb4.5CuNi 合金的密度,ZY9987 型数字式微欧计测量电导率;采用 AMRAY-100B 电子显微镜对样品及拉伸断口进行微观形貌分析;采用 Nano Indenter G200 型纳米压痕实验系统进行测试焊料/Cu 界面过渡层金属间化合物的硬度和弹性模量,压头为 Berkovich 形,加载速率为 10nm/s,泊松比为 0.35。焊接接头强度测试采用无铅技术应用参考标准中的“无铅焊料的焊点拉伸及剪切实验方法”对焊接接头进行抗拉强度测试,焊接基板为紫铜条,用 280~1000 目砂纸将搭接处表面打磨光滑,酒精和丙酮清洗后按图 1 所示进行焊接,助焊剂选用活性松香,在申力 WDW-100 型微机控制电子万能试验机上以 30mm/min 的拉伸速率进行拉伸测试,钎焊接头力学性能参数数值为 5 个平行试样的平均值,拉伸实验后,对断口进行观察。利用申力 WDW-100 型微机控制电子万能试验机对焊料铸件进行力学性能测试,样品拉伸实验拉伸时第一阶段为例控制 0.5kN/s,第二阶段为位移控制 1.5mm/s,把焊料铸件表面打磨光滑,按照拉伸试样的规定画好标距等,抗拉强度测试样品如图 2 所示。拉伸实验后,对断口进行观察。采用 EHF-EM100K-020-1A 电液伺服疲劳试验机,利用机械式位移法对如图 1(b)所示的焊接接头进行低周疲劳测试,实验温度为

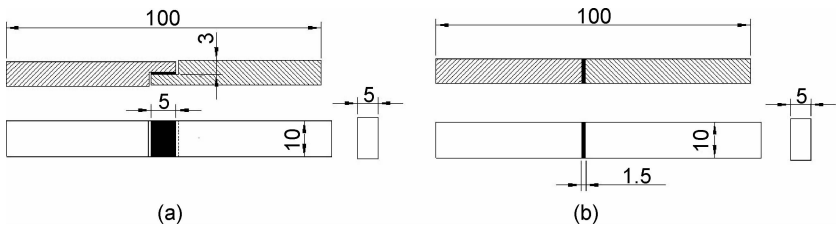


图 1 焊接接头示意图 (a)抗剪强度;(b)抗拉强度
Fig. 1 Diagram of welding joint (a)shear strength;(b)tensile strength

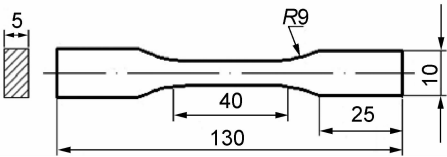


图 2 铸态焊料拉伸测试样品示意图

Fig. 2 Diagram of casting solder sample for stretching

293K,相对湿度 80%,采用三角波形,频率 1Hz,位移量 0.020mm。

2 结果与分析

2.1 焊料物相组成和显微组织

图 3 为 SnSb4.5CuNi 合金不同储存温度下的 XRD 衍射图。通过 Jade 软件对衍射图谱进行卡片对比,由图 3 可知,SnSb4.5CuNi 合金主要有两相:β-Sn 和 SbSn,并未发现 α-Sn 相,表明 SnSb4.5CuNi 合金经历 565 天冷冻后未出现明显的相变。经 -10℃ 以下的低温储存合金图合金,与常温相比,β-Sn 相(101)晶面对应的衍射峰和(012)衍射峰的强度值明显变大,β-Sn 三大强峰的峰值变小,说明在低于 -10℃ 温度储存后,合金中 SbSn 相含量增多,脆性相 SbSn 如果偏聚于晶界或相界上,合金的机械强度有所下降。基体 β-Sn 的各衍射峰峰值中,晶面(420)的衍射峰峰值在储存温度为 -10℃ 时出

现了突变,该(420)晶面上 Sn 原子出现了优势生长的现象。

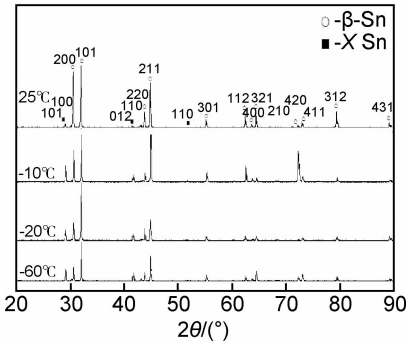


图 3 SnSb4.5CuNi 合金不同储存温度下的 XRD 衍射图谱
Fig. 3 XRD diffraction patterns of SnSb4.5CuNi alloy at different storage temperatures

图 4 为 SnSb4.5CuNi 合金显微组织形貌,图 4 (a)显示 25℃ 储存的焊料组织呈等轴共晶组织,图 4 (b),(c),(d)分别为经 -10, -20, -60℃ 储存后的焊料组织:经低温储存 565 天后,焊料固溶体因温度降低呈过饱和状态,Sb 原子作为溶质原子通过扩散以 SbSn 金属间化合物的形式析出,这种因冷冻作用而析出的新相在晶界和沿着散热温度方向优先生长,形成具有偏析的树枝晶组织,这种偏析枝晶的出现将会影响材料性能,使焊料塑性下降,呈现脆化。

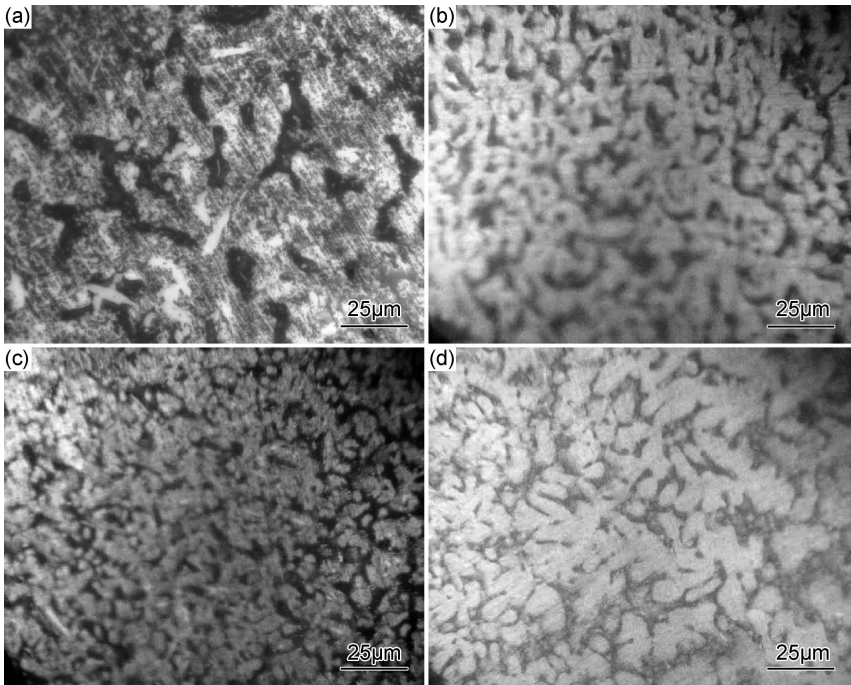


图 4 SnSb4.5CuNi 焊料的光学显微组织形貌 (a)25℃;(b)-10℃;(c)-20℃;(d)-60℃
Fig. 4 Optical microstructure morphology of SnSb4.5CuNi solder (a)25℃;(b)-10℃;(c)-20℃;(d)-60℃

2.2 合金物理性能

表 1 为 SnSb4.5CuNi 焊丝的电导率、密度与储存温度的关系。 β -Sn 相在低温条件下,原子在晶体点阵上布朗运动热振幅减小,电子和金属中晶体点阵上的原子的碰撞机会降低,电子漂移受到的阻碍作用愈小,导体呈现的电阻率随之减小(电导率增大)。另外 Sb 在 Sn 中的固溶度随着温度的下降而降低,SbSn 金属间化合物析出量增大,固溶体中的溶质原子贫化,Sn 原子集团的周围畸变减少,电子散射减弱,导致电阻率下降。如果在冷冻过程中有灰锡 α -Sn 相析出,作为半导体材料的 α -Sn 相 Fermi 能级位于导带和价带之间,温度降低,从价带激发到导带的载流子数目减少导致电阻率升高,从表 1 看出,SnSb4.5CuNi 焊料的电阻随着温度的降低而下降,可推断合金未出现明显的灰锡 α -Sn。白锡 β -Sn 和灰锡 α -Sn 的密度^[9]分别为 7.298g/cm³和 5.846g/cm³,表 1 显示焊料合金的密度呈随着温度降低而变大的趋势,表明焊料在 565 天低温冷冻后没有发生相变。

表 1 不同温度下焊料的电导率和密度

Table 1 Conductivity and density of the alloy at different temperatures

Temperature/℃	Conductivity/(ms·cm ⁻¹)	Density/(g·cm ⁻³)
25	65.60	7.18
-10	67.85	7.21
-20	69.20	7.22
-60	69.90	7.23

2.3 焊接接头的力学性能

2.3.1 IMC 层的弹性模量和硬度

纳米压痕实验系统对焊料/Cu 界面过渡层 Cu₆Sn₅金属化合物处连续测量的载荷-位移曲线,通

过 Oliver-Pharr(O&P)方法^[10,11]可获得材料硬度 H 和弹性模量 E

$$H = \frac{P_{\max}}{A}, E = \frac{\sqrt{\pi}}{2\beta} \cdot \frac{S}{\sqrt{A}}$$

(1)

式中: P_{\max} 为最大载荷; A 为投影接触面积; S 为接触刚度; β 为压头几何形状相关常数,本实验的 $\beta = 1.034$ 。获得的焊接界面的硬度-压入位移和弹性模量-压入位移的曲线如图 5 所示。

图 5(a)的硬度-位移曲线显示,当 Berkovich 压头压入深度较小时,材料的硬度较大,随着压入深度的增加,硬度趋于稳定,出现了微纳米压痕的硬度尺寸效应:初始压入阶段由于材料表面的粗糙度、压痕的凸起或凹陷、裂纹等因素造成的压痕深度和面积的计算误差,以及试样表面一系列打磨和抛光工序使得表面显现加工硬化特性。冷冻温度为 25℃和-10℃时,压头压入位移量达到 500nm 后硬度值趋于稳定,-20℃和-60℃试样位移量为 1000nm 时硬度值才稳定,表明温度越低,压头对 IMC 层的初始塑性变形所需的载荷越大。

随着存储温度的下降,焊接界面 IMC 层的弹性模量值和硬度值增大,从 25℃到-60℃,硬度值从小到大分别为 0.36,1.01,1.23GPa 和 1.72GPa。弹性模量作为材料刚度的度量,在外力相同的情况下,弹性模量越大,刚度越大,焊点在 25,-10,-20,-60℃温度下存储,IMC 层弹性模量依次为 54.86,58.12,61.02,69.88GPa,表明存储温度越低,焊点界面 IMC 层的弹性变形越小。焊点界面主要成分为 Cu₆Sn₅金属化合物,这种金属化合物具有六棱柱的晶体结构^[12],与面心立方晶体结构相比,六棱柱晶体结构的位错宽度较小,晶面原子排列稀疏,温度降低时六方晶格中的而位错增值且遭到塞积或阻碍而表现出低温脆性。

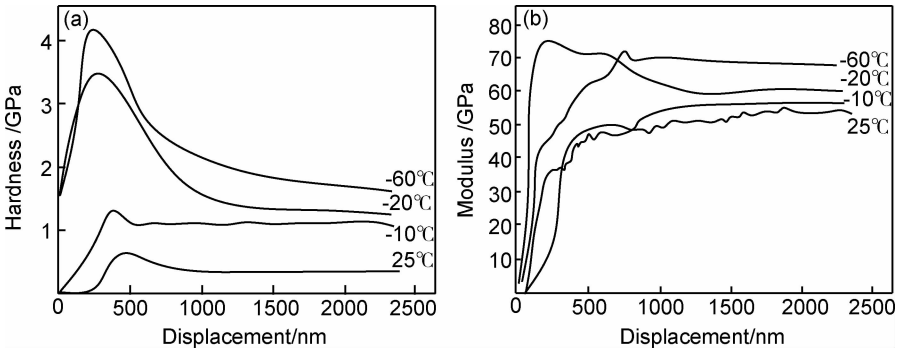


图 5 焊料/Cu 界面 IMC 层的硬度、弹性模量-压入位移曲线 (a)硬度-位移;(b)弹性模量-位移

Fig. 5 The hardness and modulus-displacement indentation curves for the IMC (a) hardness-displacement;(b) modulus-displacement

2.3.2 抗拉强度与抗剪强度

图 6 为 SnSb4.5CuNi 铸态焊料合金的抗拉强度

与存储温度关系,以及焊接接头强度(包括抗拉和抗剪强度)与存储温度的关系。图 6 显示焊料合金经恒温

保持 565 天后,在 25~−60℃ 范围内,存储温度下降,铸态合金的抗拉强度有所下降,分别为 76.30,73.92,70.02,70MPa,由于 SnSb4.5CuNi 铸态焊料受到长时间冷冻处理后,与常温焊料比较,合金显微组织形貌呈树枝状,SbSn 在枝晶内发生偏析,枝干和枝干间的成分不均匀,其结果使材料的力学性能出现明显的方向性和机械强度变差。另一方面,焊接完成后金属间化合物与紫铜基板、焊料形成“三明治”结构,3 种材料热膨胀系数^[14]不同,储存温度的降低导致金属间化合物、焊件、焊料的热膨胀系数差异程度更大,抗变形的能力更差,因此焊接接头的抗拉强度和抗剪强度均随着温度的下降而降低。

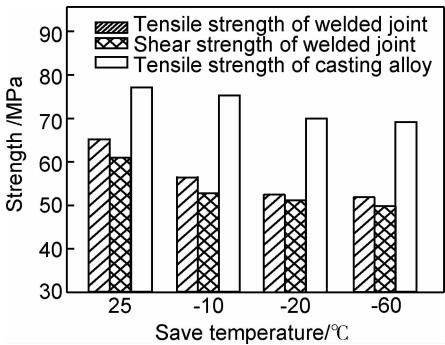


图 6 合金的抗拉强度和焊接接头强度(抗剪强度和抗拉强度)
Fig. 6 Effects of different temperature storage on the alloy casting alloy solder and its welded joint strength (tensile and shear strength)

表 2 为铸态焊料合金伸长率和温度关系,图 7 是焊料合金冷储存后的拉伸断口微观照片。从表 2 可看出,SnSb4.5CuNi 合金的伸长率随着冷冻温度的下降而下降,表明焊料的塑性随着温度下降而变差。图 7(a)是铸态合金经 25℃ 储存后的拉伸断口微观形貌,可以看到较深而细小的韧窝紧密分布在断口上,呈现韧性断裂。图 7(b)为−10℃ 冷储存后合金的断口,断口的韧窝比 25℃ 的较浅些。图 7(c)是经−20℃ 冷储存后断口形貌,中间部分分布着较小而浅的韧窝,但在周边区域的韧窝变大。图 7(d)是经−60℃ 冷储存后的拉伸断口微观形貌,可以清楚地看到阶梯状的解理面,呈脆性断裂形貌。由于 SnSb4.5CuNi 是以 β -Sn 相为基体的合金, β -Sn 相为体心四方晶体,其位错宽度小,晶面原子较少,排列稀疏,温度降低时晶格中的某些杂质元素氧、碳、氢等易在位错区聚集,增加了滑移阻力,金属变

表 2 不同温度下铸态焊料的伸长率	
Table 2 Elongation of the casting alloy at different temperatures	
Temperature/℃	Elongation/%
25	22.53
−10	22.02
−20	21.6
−60	18.25

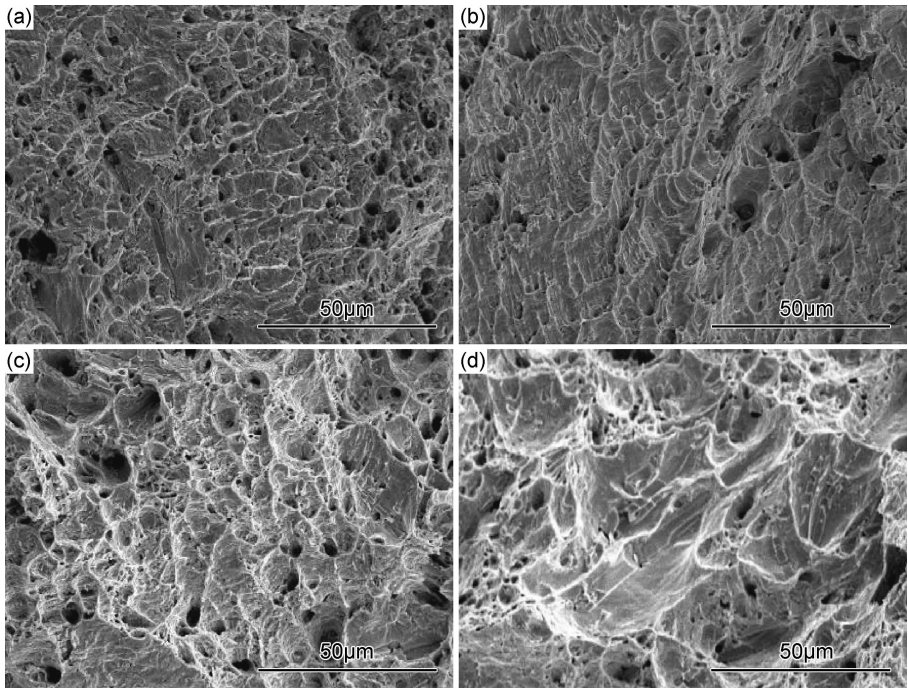


图 7 SnSb4.5CuNi 焊料冷储存后的拉伸断口形貌 (a)25℃;(b)−10℃;(c)−20℃;(d)−60℃
Fig. 7 SnSb4.5CuNi solder tensile fracture microstructure after cold storage
(a)25℃;(b)−10℃;(c)−20℃;(d)−60℃

形困难,导致金属塑性快速降低,在外力作用下易发生孪晶、激发解理断裂,表现出脆性断裂^[13]。

不同存储温度下焊料与 Cu 基板的互连结构的损伤断口形貌见图 8。在钎焊过程中 SnSb4.5CuNi 焊料与铜基板之间发生冶金反应,生成的金属间化合物主要为 Cu_6Sn_5 和 Cu_3Sn 。图 8(a)显示 25℃ 存储温度下拉伸主断裂面出现在焊料基体内部,纳米压痕测定常温条件下 IMC 处 Cu_6Sn_5 层的硬度为 0.35GPa,焊料硬度为 0.55GPa,相比之下焊料质地较硬较脆,主裂纹在加载应力轴垂直方向上,在焊料内部 Kirkendall 空洞、气孔等薄弱部位形核并生长,最终引起试样失效断裂。图 8(b)显示 -10℃ 冷冻后的断裂面部分发生焊料内部,部分发生在焊料/ Cu_6Sn_5 化合物界面处,裂纹的生长方向垂直于 Cu_6Sn_5 化合物的生长方向。-20℃ 冷处理后的焊点拉伸断口截面如图 8(c)所示,

断裂面主要发生焊料/ Cu_6Sn_5 化合物界面上,裂纹沿着 Cu_6Sn_5 化合物与焊料之间的边界生长,-20℃ 冷却后 Cu_6Sn_5 金属化合物硬度值 1.23GPa,焊料的硬度为 0.64GPa,相比之下, Cu_6Sn_5 相比焊料的低温脆性倾向更大,焊接界面 IMC 处更易发生冷裂,导致铜基板和焊料之间界面结合强度减小。图 8(d)为经 -60℃ 冷处理后的焊点拉伸断口截面,图中显示断裂面发生在 Cu_6Sn_5 / Cu_3Sn 界面处,这是因为焊接接头试样存储温度下降后 IMC 硬度增大到 1.72GPa,焊料的硬度为 0.76GPa,焊件受拉伸外力作用时,硬而脆的金属间化合物成为“三明治”结构中最薄的部分,必然导致焊口出现脆性断裂。综上所述,随着温度下降,焊点破断模式从常温下焊料内部破裂模式转变成焊料与 IMC 界面的混合破断模式,当温度低至 -20℃ 以下时转变为界面破断模式,导致焊件抗拉强度下降。

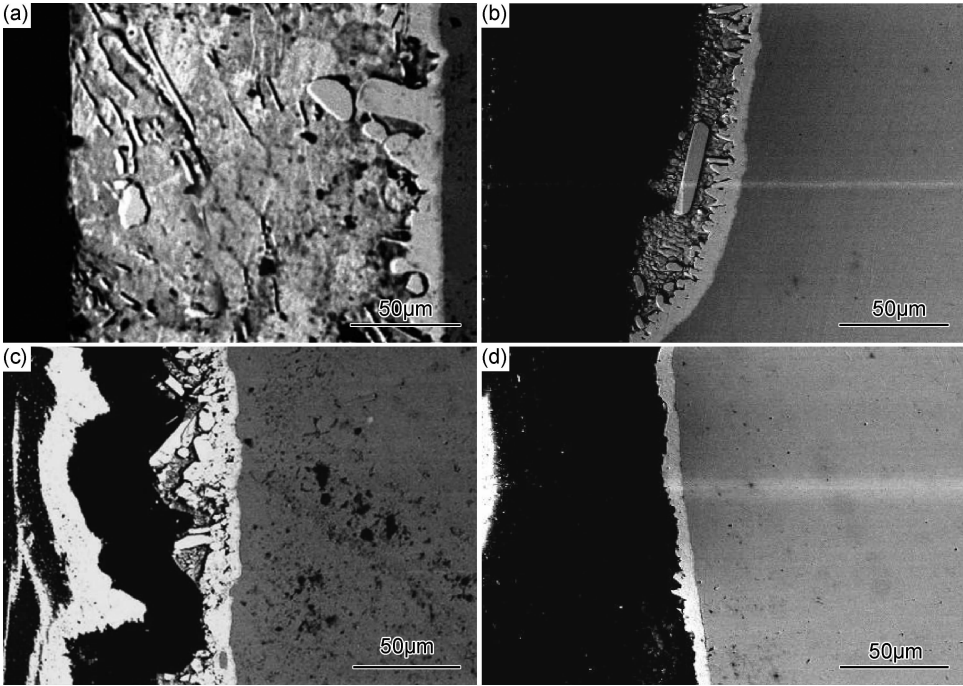


图 8 SnSb4.5CuNi/Cu 焊点经不同温度冷处理后的拉伸试样断口微观形貌 (a)25℃;(b)-10℃;(c)-20℃;(d)-60℃

Fig. 8 SnSb4.5CuNi/Cu joint tensile fracture cross section after different temperature storage

(a)25℃;(b)-10℃;(c)-20℃;(d)-60℃

2.3.3 低周疲劳性能

在恒幅(0.020mm)对称应变循环实验中,连续监测应力和应变的响应,由于测定疲劳性能的设备所使用的夹具以及其他组件在开始使用时需要吸收自身的间隙才能达到夹紧状态,因此本实验测试的 hysteresis loop 曲线从第 5 周期开始,得到一系列应力-应变环如图 9 所示。

图 9(a)为 SnSb4.5CuNi/Cu 焊接接口拉伸试样经过 25℃ 储存的循环应力-应变曲线,从图中可看出,

在第 5,200,1200,3500 周期的滞回线^[15]差异性很小,当循环次数达到 3500 周期时,焊件的塑性应变幅为 0.0020mm,弹性应变幅为 0.018mm,说明常温下储存的 SnSb4.5CuNi/Cu 焊接拉伸试样,其弹性变形的范围相对较广。图 9(b),(c)分别为焊件在 -10℃ 和 -20℃ 的滞回环和循环应力-应变曲线,拉伸最大应力均随周期数增加而不同程度上下降,焊件的塑性应变幅也随着温度的下降而变大,其中 -10℃ 的焊件在 3500 周期时塑性应变幅为 0.0025mm,-20℃ 焊件的

塑性应变幅增加到 0.0052mm。当冷冻温度为 -60°C 时,拉伸最大应力快速下降,塑性应变幅高达

0.0121mm(见图 9(d)),表明焊接接头的存储的温度越低,焊接接头更容易发生塑性变形。

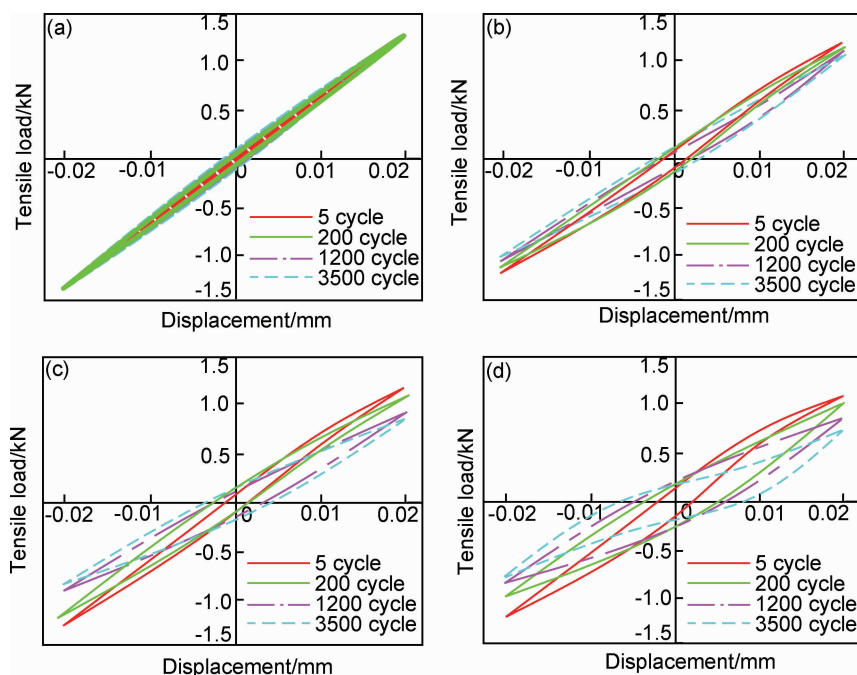


图 9 SnSb4.5CuNi/Cu 焊接接头滞回环和循环应力-应变曲线 (a) 25°C ; (b) -10°C ; (c) -20°C ; (d) -60°C

Fig. 9 SnSb4.5CuNi/Cu welding tensile samples in each cycle hysteresis loop (a) 25°C ; (b) -10°C ; (c) -20°C ; (d) -60°C

3 结论

(1) 经 $-10, -20, -60^{\circ}\text{C}$ 低温处理 565 天后, SnSb4.5CuNi 焊料未发生低温相变,焊料合金 SnSb4.5CuNi 中主要由 $\beta\text{-Sn}$ 和 SbSn 两相构成,合金由常温下的等轴组织转变为低温树枝状偏析组织,脆性相 SbSn 随温度降低析出量增大,导致合金出现低温脆性倾向,合金的抗拉强度随之而降低。

(2) 采用纳米压痕测试系统对微小焊点的 IMC 层弹性模量和硬度进行测试,结果表明:存储温度越低,六方棱柱晶体结构的 Cu_6Sn_5 金属间化合物的弹性模量值和硬度值越大, $25^{\circ}\text{C}, -10, -20^{\circ}\text{C}, -60^{\circ}\text{C}$ 的硬度值分别为 0.36, 1.01, 1.23, 1.72GPa, 导致 SnSb4.5CuNi/Cu 焊接接头的抗拉强度和抗剪强度下降,从 25°C 到 -60°C , 抗拉强度从 65.02MPa 下降到 52.62MPa, 抗剪强度从 60.13MPa 下降到 49.34MPa; 随着冷却温度下降,拉伸断口界面向着铜基体方向移动,焊接接头更容易发生塑性变形,呈现了低温脆性断裂的倾向。

参考文献

[1] 陈海燕,揭晓华,张海燕,等. 添加 0.05% (La+Ce) 对 SnXCuNi 焊料与 Cu 基板间界面组织的影响[J]. 材料工程, 2011, (9): 29—

33.
CHEN Hai-yan, JIE Xiao-hua, ZHANG Hai-yan, et al. Effects of adding 0.05% (La+Ce) on intermetallic compounds at Sn-X-Cu-Ni /Cu interface [J]. Journal of Materials Engineering, 2011, (9): 29—33.
[2] YANG L, JIE X H, GUO L. Low-temperature property of new type lead-free solder Sn-X-Cu-Ni [J]. Advanced Materials Research, 2011, 154—155: 371—375.
[3] 陈海燕,谢羽,余桂达,等. 等温时效对 SnSb4.5CuNi/Cu 焊接接头力学性能的影响[J]. 电子元件与材料, 2015, 34(4): 69—73.
CHEN Hai-yan, XIE Yu, YU Gui-da, et al. Mechanical properties of SnSb4.5CuNi/Cu joints during isothermal aging [J]. Electronic Components and Materials, 2015, 34(4): 69—73.
[4] 侯德龙,宋月清,何德山,等. 镧对锌阳极带低温脆性的影响[J]. 中国稀土学报, 2004, 22(4): 481—483.
HOU De-long, SONG Yue-qing, HE De-shan, et al. Effect of lanthanum on low temperature brittleness of zinc anodes ribbon [J]. Journal of the Chinese Rare Earth Society, 2004, 22(4): 481—483.
[5] ECKERT A. Organ pipes and tin pest [J]. Materials and Corrosion, 2008, 59(3): 254—260.
[6] WEI Q P. An investigation of Sn pest in pure Sn and Sn-based solders [J]. Microelectronics Reliability, 2009, 49(1): 86—91.
[7] GIALANELLA S, DEFLORIAN F, GIRARDI F, et al. Kinetics and microstructural aspects of the allotropic transition in tin [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 474(1): 134—138.
[8] PLUMBRIDGE W J. Tin pest in electronics [J]. Circuit World,

- 2007, 33(1):9—14.
- [9] DI MAIO D, HUNT C P. Monitoring the growth of the α -phase in tin alloys by electrical resistance measurements[J]. *Journal of Electronic Materials*, 2009, 38(9):1874—1880.
- [10] CHEN J, SHEN J, LAI S Q, et al. Microstructural evolution of intermetallic compounds in $\text{Sn}_{3.5}\text{Ag}_x$ ($x=0, 0.75\text{Ni}, 1.0\text{Zn}$ and 1.5In)/Cu solder joints during liquid aging[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 489:631—637.
- [11] 谭孟曦. 利用纳米压痕加载曲线计逢硬度-压入深度关系及弹性模量[J]. *金属学报*, 2005, 41(10):1020—1024.
- TAN Meng-xi. Extracting hardness-displacement relations and elastic modulus using nanoindentation loading curves[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2005, 41(10):1020—1024.
- [12] 刁慧, 王春青, 赵振清, 等. SnCu 钎料镀层与 Cu/Ni 镀层钎焊接头的界面反应[J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(3):410—416.
- DIAO Hui, WANG Chun-qing, ZHAO Zhen-qing, et al. Interfacial reactions between Sn-Cu solder alloy and Cu/Ni coatings during reflow soldering[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(3):410—416.
- [13] IRISAWA A. Lead-free: reduce joint cracks in automotive[J]. *SMT-Surface Mount Technology-Tulsa*, 2006, 20(6):39—41.
- [14] KIM J M, WOO S W, CHANG Y S, et al. Impact reliability estimation of lead-free solder joint with IMC layer[J]. *Thin Solid Films*, 2009, 517:4255—4259.
- [15] WU X J, WILLIAMS S, GONG D G. A true-stress creep model based on deformation mechanisms[J]. *Journal of Material Engineering and Performance*, 2012, 21(11): 2255—2262.
-
- 基金项目:** 广东省中国科学院全面战略合作专项资助项目(2013B91500033); 广东省科技计划项目(2013B021100020); 广东外语外贸大学校级青年联合基金项目(12s10); 广东省公益研究与能力建设项目(2015A010105026)
- 收稿日期:** 2014-07-17; **修订日期:** 2015-07-27
- 通讯作者:** 陈海燕(1974—), 女, 副教授, 博士, 主要从事无铅焊料研究, 联系地址: 广州大学城外环西 100 号广东工业大学材料与能源学院(510006), E-mail: gdutchy1@163.com
-