第 30 卷第 9 期 Volume 30 Number 9 2020 年 9 月 September 2020

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2020-37646

SAC305/Ni 界面镀 Ni 层消耗及 IMC 生长规律



樊 瑞,孙凤莲,刘 洋

(哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院,哈尔滨 150040)

摘 要:研究 SAC305/Ni 界面在 260 ℃下液态保温、150 ℃下固态时效的镀 Ni 层消耗及界面 IMC 的生长规律。 将数据拟合,建立液态保温、固态时效下镀 Ni 层消耗及界面 IMC 生长的数值模型。结果表明:焊点在液态保温 条件下,停留时间从 1 min 到 50 min,镀 Ni 层消耗量与停留时间 t^{0.2217} 呈正比关系,界面 IMC 生长厚度与停留时 间 t^{0.3494} 呈正比关系。在固态时效条件下,时效时间从 168 h 到 672 h,镀 Ni 消耗量与时效时间 t^{1/2} 呈正比关系, 界面 IMC 生长厚度与时效时间 t^{1/2} 呈正比关系。与固态时效界面 IMC 生长相比,液态保温下的界面 IMC 生长更 加迅速。为了减少镀 Ni 层的消耗,避免形成过厚的 IMC 层,准确控制液态停留时间是十分重要的。

关键词:液态保温;固态时效;镀 Ni 层消耗; IMC 生长; 演变规律

文章编号: 1004-0609(2020)-09-2094-11 中图分类号: TG425.1 文献标志码: A

在众多的无铅系钎料中, SnAgCu(SAC)钎料因其 具有优良的力学性能和可焊性,相对低的熔点,较高 的可靠性,成为电子封装领域最为广泛应用的钎料 之一^[1-4]。

电子封装中焊点的可靠性直接影响到电子产品的 寿命,而焊点界面金属间化合物(IMC)的生长是影响 焊点可焊性的重要因素。在界面处形成较薄的 IMC 层 会降低焊点的力学性能。但由于 IMC 硬而脆的特性, 当界面上形成较厚的 IMC 层时,将会导致焊点的可靠 性下降,严重时甚至使焊点失效。因此,合理控制界 面 IMC 层的厚度显得尤为重要。众多研究表明采用镀 Ni 层,可以阻碍 Cu 元素向钎料内部扩散,避免在界 面形成较厚的界面 IMC 层,从而提高焊点的可靠 性^[5-6]。

镀 Ni 层厚度是互连接头的重要参数,采用较薄的 镀 Ni 层时,在焊点服役过程中镀 Ni 层被迅速消 耗,导致形成过厚的界面 IMC 层;采用较厚的镀 Ni 层时,会增加镀 Ni 层的应力,诱发微裂纹的产生,造 成镀 Ni 层脱落,同样致使焊点失效^[7]。因此,合理设 计镀 Ni 层厚度对焊点的可靠性至关重要。

目前,国内外的研究大多集中在 Ni/SAC/Ni、Cu/ SAC/Ni、Au/ SAC/Ni 微焊点界面微观组织的演变及力

学性能的变化^[8-11]。对焊点在长期服役过程中, 镀 Ni 层消耗及界面 IMC 层的生长规律鲜见报道。

本文选用 96.5Sn-3.0Ag-0.5Cu(SAC305)钎料,研 究在一定的温度和时效时间条件下 SAC305/Ni 焊点的 镀 Ni 层消耗及界面 IMC 层的生长规律,设计出与 SAC305 钎料所匹配度的镀 Ni 层厚度。

1 实验

实验材料选择 SAC305 钎料, BGA 球直径为 500 μm, 基板为 PCB(板材为 FR-4, Cu 箔厚度为 40 μm, Cu 箔表面镀 Ni 层厚度为 5 μm), 焊盘尺寸 400 μm。 焊点结构示意图如图 1 所示。

选用回流焊焊接, 钎料 SAC305 的熔点为 217 ℃, 其加热工艺为在 260 ℃下, 液态停留时间依次为 1、6、 9、15、30 和 50 min。在研究固态时效的过程中, 采 用加速时效试验可以更加快速、更高效地获得界面反 应的数据。

选择合适的焊接工艺对控制界面 IMC 层的生长 具有重要意义,所以本文中焊点在时效前的焊接工艺 为焊接温度 260 ℃,液态保温时间 6 min。按照中国

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51174069)

收稿日期: 2019-11-07; 修订日期: 2020-06-11

通信作者: 孙凤莲, 教授, 博士; 电话: 0451-86392519; E-mail: sunflian@163.com



图1 焊点结构示意图

Fig. 1 Schematic diagram of solder joints

国家军用标准微电子器件试验方法和程序 GJB548A 的要求,选择在150℃下分别进行 0、168、336、504 和 672 h 的时效处理。为了更加准确、清楚地研究固 态时效对镀 Ni 层消耗的影响,因此,本文所提到的固 态时效过程中的镀 Ni 层消耗量均为去除焊接过程中 镀 Ni 层消耗量后的增量。采用腐蚀液(95% C₂H₅OH, 4% HNO₃, 1% HCl(体积分数))对试样腐蚀 15 s。使用 (Thermo Scientific-Apreo c型)电子扫描对焊点的微观 组织进行观察,本文选取焊点的最大截面,并在此截 面下借助 Photoshop 软件测量界面 IMC 层的面积 *S* 和 焊点长度 *L*,将其面积 *S* 与长度 *L* 的比值记作界面 IMC 层的平均厚度,焊点的镀 Ni 层及界面 IMC 层厚度为 16 个焊点的平均值,如图 2 所示。



图 2 界面 IMC 层厚度及镀 Ni 层厚度的测量方法 Fig. 2 Measurement method of IMC layer of interface and Ni layer thickness

2 结果与分析

2.1 SAC305/Ni 焊点的界面反应行为

在不同焊接工艺条件下,镀 Ni 层中 Ni 元素的扩 散速率不仅影响镀 Ni 层的消耗,同时也影响界面 IMC 微观组织的演变。图 3 所示为在 260 ℃下,SAC305/Ni 焊点在不同的液态停留时间下的微观组织。当液态停 留时间为 1 min,镀 Ni 层消耗量为 0.045 µm;随着液 态时间的延长,镀 Ni 层消耗量不断增加,镀 Ni 层剩 余厚度不断减小,直至液态停留时间为 50 min,镀 Ni 层消耗量达到 0.649 µm。液态停留时间的延长,使得 界面 IMC 层不断增厚,在液态时间为 1 min,界面 IMC 厚度为 0.795 µm,当液态停留时间延长到 50 min 时, 界面 IMC 厚度为 3.035 µm。



图 3 260 ℃下 SAC305/Ni 焊点在不同的液态停留时间下的微观组织

Fig. 3 Microstructures of SAC305/Ni solder joints at different liquid holding time and 260 °C: (a) 1 min; (b) 6 min; (c) 9 min; (d) 15 min; (e) 30 min; (f) 50 min

图 4 所示为在 150 ℃下 SAC305/Ni 焊点在不同时 效时间下的微观组织。图 4(a)所示为时效前的焊点微 观组织。时效前,焊点的界面 IMC 层厚度为 1.787 μm。 图 4(b)~(e)所示为不同时效时间下的界面微观组织。 随着时效时间的延长,界面 IMC 不断生长。当时效时 间为 672 h 时,焊点的界面 IMC 层厚度达到 2.278 μm, 同时界面 IMC 层的形貌由针状向平缓的扇贝状转变。

在固态时效后, 镀 Ni 层消耗量缓慢增加, 时效 168 h, 镀 Ni 层消耗量 0.072 μm,随着时效时间延长到 672 h, 镀 Ni 层消耗量增加到 0.284 μm。时效过程中, 元素主要以扩散的方式形成界面 IMC, 扩散距离和化 学浓度会影响 Ni 的扩散速率, 影响时效后的镀 Ni 层 消耗及界面 IMC 的生长。

图 5 所示为 150 ℃下 SAC305/Ni 焊点时效 672 h 界面的 EDS 分析。图 5(a)所示为固态时效 672 h 界面 处的 SEM, 界面 IMC 形貌为平缓的扇贝状;图 5(b) 所示为 *A* 点的 EDS 分析,图 5(b)中界面 IMC 的 (Cu, Ni):Sn 摩尔比为: 56.31:43.69,其比值接近 1.2, IMC 的成分为(Cu_x,Ni_{1-x})₆Sn₅。图 5(c) 所示为 *B* 点镀 Ni 层的 EDS,其中镀 Ni 层中含有 Cu 元素,主要是 因为 Cu 在 Ni 中的固溶度较高,基板中的 Cu 元素向 镀层扩散所致。

2.2 界面 IMC 的生长数值模型

众多研究表明^[12-13],界面 IMC 层的生长数值模型分为三种,第一种生长数值模型为反应扩散型,钎 料熔化后镀层中的 Ni 向液态中溶解扩散,在界面处 发生反应生成界面 IMC,此阶段反应时间较短。其生 长指数为 1,即 IMC 层厚度与钎焊时间 *t* 呈正比,其 生长模型受到反应扩散所控制,如图 6(a)所示。

第二种生长数值模型为晶界扩散型,此模型中的 Ni 原子和钎料中的 Sn 原子通过结晶界面上产生的 空位发生晶界扩散,使界面 IMC 持续增长,并形成 连续扇贝形化合物。其生长指数为 1/3,即 IMC 层厚





图 5 150 ℃下 SAC305/Ni 焊点时效 672 h 界面的 SEM 像和 EDS 分析

Fig. 5 SEM image of SAC305/Ni solder joints after ageing at 150 $^{\circ}$ C for 672 h(a), EDS analysis of position *A*(b) and EDS analysis of position *B*(c)



图 6 界面 IMC 生长行为示意图

Fig. 6 Schematic diagrams of interface IMC growth behavior:(a) Behavior of interface IMC growth during reaction diffusion;(b) Behavior of interface IMC growth during grain boundary diffusion and volume diffusion

度与钎焊时间 t^{1/3}成正比,如图 6(b)所示。

第三种生长数值模型为体扩散型,此阶段 Ni 原 子和 Sn 原子扩散速度明显降低,IMC 的生长也明显 减小。其生长指数为0.5,即 IMC 层厚度与钎焊时间 *t*^{1/2}成正比^[14]。

2.2.1 液态保温下的界面 IMC 生长数值模型分析

随着液态停留时间的延长,界面 IMC 厚度不断增加。但界面 IMC 的生长速率逐渐降低,这是由于形成的(Cu_x,Ni_{1-x})₆Sn₅阻碍了原子间的扩散,从而使得生长速率降低。为了进一步定量描述其界面 IMC 的生长规律,测量了不同液态保温时间下的界面 IMC 层厚度,如表 1 所列。

表1 不同液态停留时间下 IMC 层厚度及镀 Ni 层厚度

 Table 1
 IMC thickness and Ni layer thickness at different holding time

Holding time/ min	IMC thickness/ µm	Ni layer thickness/ μm
1	0.795	0.045
6	1.787	0.390
9	2.214	0.489
15	2.603	0.563
30	2.837	0.618
50	3.035	0.649

界面 IMC 层厚度与停留时间的生长数值模型可 用关系方程表示为

$$X = Kt^n \tag{1}$$

式中: *X* 为界面 IMC 层厚度, µm; *K* 为界面 IMC 层 生长系数常数; *t* 为液态停留时间, s; *n* 为 IMC 层生 长指数, *n* 可通过多重线性回归分析获得:

$$\ln X = \ln K + n \ln t \tag{2}$$

通过数据拟合,计算出生长指数 *n*=0.3494;界面 IMC 层生长系数常数 *K*=0.89903 μm/min^{0.3494}。

图 7 所示为在 260 ℃液态保温下,界面 IMC 生长 曲线,图 7(a)所示为液态停留时间与界面 IMC 厚度的 关系方程,其关系式为

$$X = 0.89903t_i^{0.3494} \tag{3}$$

式中: X为界面 IMC 厚度, μ m; t_1 为液态停留时间, min。

本研究在液态保温下的界面 IMC 生长指数为 0.3494, 其界面 IMC 生长的数值模型为晶界扩散型, IMC 层厚度与钎焊时间 *t*^{1/3} 成正比。在研究过程中发



图 7 在 260 ℃液态保温下界面 IMC 生长曲线

Fig. 7 Growth curve of IMC during liquid insulation at 260 °C: (a) Equation of interfacial IMC thickness with liquid holding time; (b) Equation of interfacial IMC growth rate with liquid holding time

现,界面 IMC 的生长速率是发生变化的,并不是一个 常数,故不能采用生长系数常数或者扩散系数常数来 代替 IMC 的生长速率^[15],从物理意义角度来说,IMC 生长速率即为单位时间内的 IMC 生长量。

将液态保温下的 IMC 生长速率进行计算,结果表明:随着液态停留时间的延长,IMC 的生长速率不断减小,在液态停留时间为 1 min 时,IMC 的生长速率为 5.235×10⁻³ µm/s;液态停留时间为 50 min 时,IMC 的生长速率为 4.107×10⁻⁴ µm/s,如图 7(b)所示。液态保温下 IMC 生长速率减小的主要原因是在液态保温下 IMC 的生长主要通过晶界扩散,随着 IMC 晶粒的不断长大,晶粒之间发生吞并,晶粒尺寸增大,晶界逐渐减少,致使 IMC 的生长受到阻碍,同时也影响着 Ni 元素向钎料中的扩散,阻碍着 IMC 的生长。

2.2.2 固态时效下的界面 IMC 生长数值模型分析

固态下的界面 IMC 生长较为缓慢,与液态下的界面 IMC 生长相比,固态时效主要是固一固界面反应机制,其生长速率较小。由 Arrhenins equation 推导出界面 IMC 生长关系方程:

$$X(t,T) = D_0 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) t^n + X(t_0)$$
(4)

式中: *X* 为时效后的界面 IMC 厚度, µm; *X*(*t*₀)为时效 前界面 IMC 厚度, µm; *t* 为时效时间; *D*₀ 为扩散系数; *Q* 为扩散激活能, J/mol; *R* 为摩尔气体常数, J/(mol·K); *T* 为热力学温度, K; *n* 为生长指数。

由上式可知,界面 IMC 的生长厚度受到温度、时 效时间、扩散系数等的影响,在一定温度下,界面 IMC 层生长数值模型可简化为

$$X - X_0 = \sqrt{Dt}^n \tag{5}$$

$$\ln(X - X_0) = \frac{1}{2}\ln D + n\ln t$$
(6)

通过多重线性回归分析,可计算出生长指数 *n*=0.498,扩散系数 *D*=5.420×10⁻⁴ μm²/h。为了简化计 算过程,本文生长指数取 0.5。

表 2 所列为固态时效下的界面 IMC 层厚度及镀 Ni 层厚度,根据表 2 中的数据进行拟合。图 8(a)所示 为时效时间与界面 IMC 厚度的关系方程,其关系式:

$$X - X_0 = \sqrt{5.42 \times 10^{-4} t_2} \tag{7}$$

式中: t₂为固态时效时间, h。

在固态时效下的界面 IMC 生长指数为 0.5,其界面 IMC 生长的数值模型为体扩散型,IMC 层厚度与 钎焊时间 *t*^{1/2} 成正比。通过对固态时效下界面 IMC 生

表2 固态时效下的界面 IMC 层厚度及镀 Ni 层厚度

 Table 2
 Interfacial IMC thickness and Ni layer thickness in solid aging

Aging time, <i>t</i> /h	IMC thickness/ µm	Ni layer thickness/ μm
168	1.968	0.072
336	2.104	0.188
504	2.176	0.252
672	2.278	0.284



图8 在150℃固态时效下界面 IMC 生长曲线

Fig. 8 Growth curve of IMC during aging at 150 °C:(a) Equation of interfacial IMC thickness with aging time;(b) Equation of interfacial IMC growth rate with aging time

长的数据进行统计及计算,结果表明:在150℃下, 固态时效168h的IMC生长速率为3.254×10⁻⁶μm/s, 随着时效时间延长至672h,IMC的生长速率为: 9.418×10⁻⁷μm/s,如图8(b)所示。固态时效下IMC生 长速率减小的主要原因是在固态下的扩散受到扩散浓 度,扩散距离等因素的影响^[16],随着IMC的不断生长, 导致镀层中的Ni元素向钎料中扩散距离增加,IMC 的生长受到阻碍。

综上所述,由表1、表2可知,在260℃液态保

温下,当液态保温时间为 50 min,界面 IMC 层厚度为 3.035 µm。与液态保温时间为 6 min 下的界面 IMC 层 厚度相比,界面 IMC 层增厚了 69.83%。而当固态时 效时间为 672 h,界面 IMC 层厚度为 2.278 µm,在 150 ℃固态时效 672 h 后,界面 IMC 层增厚 27.48%。 由此可知,液态保温下的界面 IMC 生长更加迅速。为 了更好地控制 IMC 层的厚度,避免形成过厚的 IMC, 准确控制液态停留时间是尤为重要的。

2.3 镀 Ni 层消耗规律的数值模型

镀 Ni 层消耗的机理主要是以元素间的扩散机制 为主,依据 Fick 第二定律及界面扩散理论,假定以镀 层与钎料的界面为坐标原点,以 *x* 轴为扩散方向建立 镀 Ni 层消耗模型,假定在 *x* 轴方向扩散界面足够大, 且镀 Ni 层、钎料成分均匀。以 Fick 第二定律为基础, 进行镀 Ni 层消耗规律的推导。

Fick 第二定律:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \tag{8}$$

采用 Boltzman 变换,引入变量 λ ,令 $\lambda = \frac{x}{\sqrt{t}}$,则有

$$\frac{\partial\lambda}{\partial x} = \frac{1}{\sqrt{t}}, \quad \frac{\partial\lambda}{\partial t} = -\frac{x}{2}t^{-\frac{3}{2}} = -\frac{\lambda}{2t}$$
(9)

Fick 第二定律左端为

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial \lambda} \frac{\partial \lambda}{\partial t} = \frac{\partial c}{\partial \lambda} \left(-\frac{\lambda}{2t} \right)$$
(10)

右端为

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right) = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial \lambda} \frac{\partial \lambda}{\partial x} \right) = \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{D}{\sqrt{t}} \frac{\partial c}{\partial \lambda} \right) = \frac{1}{t} \frac{\partial}{\partial \lambda} \left(D \frac{\partial c}{\partial \lambda} \right)$$
(11)

由第二定律可知, 左右两端相等, 即

$$\frac{\partial c}{\partial \lambda} \left(-\frac{\lambda}{2t} \right) = \frac{1}{t} \frac{\partial}{\partial \lambda} \left(D \frac{\partial c}{\partial \lambda} \right)$$
(12)

解常微分方程,

$$-\lambda \frac{\partial c}{\partial \lambda} = 2D \frac{\partial^2 c}{\partial \lambda^2}$$
(13)

解得,浓度分布方程为

$$c = A \int_0^{\pi} e^{-\frac{\lambda^2}{4D}} d\lambda + B$$
 (14)

式中: A, B 为积分常数, 由初始条件及边界条件确定

积分常数。图 9 所示为镀 Ni 层消耗建模示意图。当扩 散界面足够大时, 镀层、钎料成分均匀, 则有:

初始边界条件(t=0), x<0,则 $c=c_2$ x>0,则 $c=c_1$ 任意时刻($t\geq 0$),则有: $x=+\infty$,则 $c=c_2$ $x=-\infty$,则 $c=c_1$



图9 镀 Ni 层消耗建模示意图

Fig. 9 Schematic diagram of nickel layer consumption modeling

采用定积分,并引用了高斯误差函数 *erf*,高斯误差函数可用查表的方式进行计算。即 Ni 元素浓度分布函数:

$$c = \frac{c_1 + c_2}{2} - \frac{c_1 - c_2}{2} \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$
(15)

由式(15)可知,浓度函数
$$c(x,t)$$
与 $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$ 有相对应

的关系,故c(x,t)与 $\frac{x}{\sqrt{t}}$ 也存在相对应关系,设M(c)为决定浓度c的常数,即

$$x^2 = M(c)t \tag{16}$$

式(16)为 Ni 元素扩散抛物线规律,其中 *x* 为扩散 距离。在本文中,采用的是较为简化的 Boltzman 变换, 实际在解常微分方程的算法中,还会采用 Laplace transform 变换,分离变量变换等^[17]算法,为了使所有 算法都满足对抛物线规律,对抛物线进行修正:

$$x = M(c)t^n \tag{17}$$

界面 IMC 的生长量:

$$\Delta x = x_1 - x_0 \tag{18}$$

式中: x_1 为扩散后 IMC 层厚度, μ m; x_0 为初始 IMC 层厚度, μ m。

钎料中不存在 Ni 元素, 界面 IMC 中 Ni 来源于镀 Ni 层, 界面 IMC 中 Ni 元素扩散量 φ :

$$\varphi = \frac{M_{\rm Ni}}{M_{\rm Ni} + M_{\rm Sn} + M_{\rm Cu}} \Delta x \rho_{\rm IMC}$$
(19)

Ni 消耗量:

$$\Delta y = y_0 - y_1 \tag{20}$$

式中: y_0 为初始镀 Ni 层厚度, μ m; y_1 为扩散后镀 Ni 层厚度, μ m。

界面 IMC 中 Ni 元素含量与 Ni 消耗量近似相等 $\Delta y = \varphi$ (21)

结合式(17),得出 Ni 消耗规律模型:

$$\Delta y = \frac{M_{\rm Ni}\rho_{\rm IMC}}{M_{\rm Ni} + M_{\rm Sn} + M_{\rm Cu}}M(c)t^n$$
(22)

镀 Ni 层消耗量与钎焊时间呈抛物线规律,研究结果与殷祚柱等^[18]研究 Cu/Sn 界面 IMC 生长行为中 Cu 的消耗规律相似,本文主要研究的是 Ni 的消耗规律。 2.3.1 液态保温下的镀 Ni 层消耗规律的数值模型

分析

图 10 所示为在 260 ℃液态保温下镀 Ni 层消耗曲 线,将不同液态停留时间下的镀 Ni 层消耗量统计,按 抛物线规律拟合曲线。图 10(a)所示为液态停留时间与 的镀 Ni 层消耗量的关系方程,其关系式表示为

$$\Delta y = 0.2902t^{0.2217} \tag{23}$$

式中: Δy 为镀 Ni 层消耗量, μ m; t_1 为液态停留时间, min。

液态停留时间的延长加速了镀 Ni 层的消耗,使得 镀 Ni 层消耗量不断增加,但随着液态停留时间的增 加,其镀 Ni 层消耗速率降低。图 10(b)所示为液态停 留时间与镀 Ni 层消耗速率的关系方程。从物理意义角 度来说,本文采用的镀 Ni 层消耗速率即单位时间内镀 Ni 层的消耗量,结果表明镀 Ni 层消耗速率与液态停 留时间近似满足抛物线关系,其公式近似为

$$v_1 = \frac{1.072 \times 10^{-3}}{t_1^{0.7793}} \tag{24}$$

式中: v_1 为镀 Ni 层消耗速率, μ m/s; t_1 为液态停留时间, min。

由图 10(b)可知,在液态停留时间为 1 min, 镀 Ni 层消耗速率为 1.072×10⁻³ μm/s。当液态停留时间延长 至 50 min, 镀 Ni 层消耗速率为 5.103×10⁻⁵ μm/s。结



图 10 在 260 ℃液态保温下镀 Ni 层的消耗曲线

Fig. 10 Consumption curve of Ni layer during liquid insulation at 260 °C: (a) Equation of Ni layer consumption with liquid holding time; (b) Equation of Ni layer consumption rate with liquid holding time

果表明:随着液态停留时间的增加,镀 Ni 层消耗速率 逐渐的减小。镀 Ni 层消耗的速率降低的主要原因是: 在液态保温下,镀 Ni 层消耗主要是以镀 Ni 层与钎料 进行反应为主^[19]。在液态停留时间较短时,镀 Ni 层 与钎料讯速反应,形成的 IMC 层较薄,对于镀 Ni 层 消耗速率的影响较小,如图 11(b)所示;而随着液态停 留时间的延长,界面 IMC 越来越厚,阻碍着前沿镀 Ni 层与钎料的接触,阻碍界面 IMC 的形成,并影响 着镀 Ni 层的扩散,从而使得镀 Ni 层消耗减缓,镀 Ni 层消耗速率降低,如图 11(c)所示。

2.3.2 固态时效过程中镀 Ni 层的消耗规律数值模型

图 12 所示为在 150 ℃固态时效下, 镀 Ni 层消耗 曲线。图 12(a)所示为镀 Ni 层消耗量与固态时效时间 的关系方程。随着时效时间的延长, 镀 Ni 层消耗量逐 渐增加,在时效 672 h 后镀 Ni 层消耗量达到 0.2843 µm。将时效后的镀 Ni 层消耗数据按照抛物线规律拟



图 11 镀 Ni 层消耗示意图

Fig. 11 Schematic diagrams of Ni layer consumption: (a) Before soldering; (b) Thinner IMC; (c) Thicker IMC



图 12 在 150℃固态时效下镀 Ni 层消耗的曲线

Fig. 12 Consumption curves of Ni layer during aging at 150 °C: (a) Equation of Ni layer consumption with aging time; (b) Equation of Ni layer consumption rate with aging time

$$\Delta y = \sqrt{2.752 \times 10^{-4} t_2} \tag{25}$$

式中: Δy 为镀 Ni 层消耗量, μ m; t_2 为时效时间, h。

为了更准确地研究镀 Ni 层的消耗规律,采用消耗 速率的方式来表征镀 Ni 层消耗规律。图 12(b)所示为 镀 Ni 层消耗速率与固态时效时间的关系方程,其关系 式为

$$v_2 = \frac{2.304 \times 10^{-6}}{\sqrt{t_2}} \tag{26}$$

式中: v_2 为镀 Ni 层消耗量消耗速率, μ m/s; t_2 为时效时间,h。

由图 12(b)可知: 当固态时效时间为 168 h 时,镀 Ni 层消耗速率为 1.778×10⁻⁷ μm/s;随着时效时间的 增加,镀 Ni 层消耗速率逐渐减小;当时效时间为 672 h,镀 Ni 层消耗速率减少至 8.888×10⁻⁸ μm/s。在固态 时效过程中,镀 Ni 层消耗速率逐渐减小的主要原因 是:在固态时效过程,镀 Ni 层消耗主要以镀层中的 Ni 元素向钎料中扩散为主导,界面 IMC 在时效过程 中,不断生长和长大,导致 Ni 原子通过界面 IMC 晶 界,扩散到钎料内部的距离增加;同时,随着时效过 程中界面 IMC 生长模式的改变,增加了 Ni 原子扩散 的难度,阻碍了 Ni 原子的扩散,减缓了镀 Ni 层的消耗速率 降低。

综上所述,无论是在液态保温,还是固态时效下 的镀 Ni 层消耗速率都在逐渐减小,镀 Ni 层消耗的趋 势逐渐趋于平缓。为了避免因设计过厚的镀 Ni 层,从 而减少出现镀层应力集中,镀层脱落,焊点可靠性降 低等方面的问题,合理的设计镀 Ni 层的厚度显得尤为 重要。

固态下的镀 Ni 层消耗较为缓慢,但固态下的镀 Ni 层消耗更加接近焊点的实际服役情况,因此本文采 取固态时效过程中的镀 Ni 层消耗规律模型,预测及选 择合理的镀 Ni 层厚度。

目前,国内大部分民用小功率器件的基底采用镀 Ni 层^[20],其优点之一是可以避免过厚 IMC 的形成, 提高焊点可靠性。这些民用小功率器件的寿命约为 5~10万 h^[21](接近于 2083.3~4166.7 d),根据固态时效 下镀 Ni 层消耗规律,可以预测镀 Ni 层完全消耗所用 时间,如表 3 所列。

根据固态时效下的镀 Ni 层消耗规律模型, 预测镀

表3 不同初始镀 Ni 层厚度完全消耗所用时间

 Table 3
 Consumption time of Ni layer with different initial thicknesses

Temperature/ °C	Ni layer thickness/ μm	Consumption time/d
150	3	1362.7
150	4	2422.5
150	5	3785.1
150	6	5450.6

Ni 层为 3~6 µm 时,消耗所用时间为 1362.7 d, 2422.5 d, 3785.1 d, 5450.6 d, 根据目前的小功率器件的寿命 5~10万h (2083.3~4166.7 d),选择的镀 Ni 层厚度为4~6 µm,这样既可以满足产品寿命的要求,又可以避免设计过厚镀 Ni 层导致的应力集中的问题,也可以节省产品镀层制造的成本^[22]。同时固态时效下镀 Ni 层消耗规律模型是在 150 ℃下获得的,远超过产品的实际服役的温度,即使产品会有散热不良导致,使热量聚集,导致镀 Ni 层消耗加剧,其设计的镀 Ni 层厚度也是足够满足要求。

3 结论

 在 260 ℃下, SAC305/Ni 焊点的界面 IMC 层 厚度与钎焊时间 t^{1/3} 呈正比, 生长方式主要是晶界扩 散, 生长指数 n=0.3494。在 150 ℃固态时效下, 焊点 界面 IMC 层厚度与时效时间 t^{1/2}呈正比, 生长方式主 要是体扩散, 生长指数 n=0.5。

2) 在 260 ℃液态保温下, 镀 Ni 层消耗量与液态 停留时间 t^{0.2217} 呈正比, 镀 Ni 层消耗速率与液态停留 时间呈抛物线关系。固态时效过程中镀 Ni 层消耗量与 时效时间 t^{1/2} 呈正比, 镀 Ni 层消耗速率随着时效时间 增加不断的降低。

3) 无论是在液态保温下,还是在固态时效下的界面 IMC 生长厚度都与时间符合抛物线关系,但由于固-液界面、固-固界面之间的反应机理不同,IMC 的 生长方式发生改变,从而导致生长指数不同。

4) 液态保温下的界面 IMC 的生长迅速。当液态 保温时间为 50 min,界面 IMC 层厚度为 3.035 µm。与 液态保温时间为 6 min 下的界面 IMC 层厚度相比,界 面 IMC 层增厚了 69.83%。而在 150 ℃固态时效 672 h 后,界面 IMC 层增厚 27.48%。为了减少镀 Ni 层的消 耗,避免形成过厚的 IMC,准确控制液态停留时间是 尤为重要的。

REFERENCES

- 孙 磊,张 亮. Sn-Ag-Cu 系无铅钎料的研究进展[J].
 Electric Welding Machine, 2014, 44(12): 6-13.
 SUN Lei, ZHANG Liang. Research status of Sn-Ag-Cu lead-free solders[J]. Electric Welding Machine, 2014, 44(12): 6-13.
- [2] ZHANG Xu-dong, HU Xiao-wu, JIANG Xiong-xin, LI Yu-long. Effect of Ni addition to the Cu substrate on the interfacial reaction and IMC growth with Sn3.0Ag0.5Cu solder[J]. Applied Physics A, 2018, 124(4): 315.
- [3] YAKYMOVYCH A, ŠVECSR P, OROVCIK L, BAJANA O, IPSER H. Nanocomposite SAC Solders: The effect of adding Ni and Ni-Sn nanoparticles on morphology and mechanical properties of Sn-3.0Ag-0.5Cu solders[J]. Journal of Electronic Materials, 2017, 47(3): 1–7.
- [4] 刘 超, 孟工戈, 孙凤莲, 谷柏松. Sn-3Ag-0.5Cu/Ni 微焊 点多次回流焊后 IMC 厚度及组织分析[J]. 电子元件与材 料, 2013, 32(3): 71-73.

LIU Chao, MENG Gong-ge, SUN Feng-lian, GU Bai-song. Analysis of IMC thickness and microstructure of Sn-3Ag-0.5Cu/Ni micro-joint after multi-reflow[J]. Electronic Components and Materials, 2013, 32(3): 71–73.

- [5] YOON Jeong-won, BACK Jong-hoon, JUNG Seung-boo. Comparative study of ENEPIG and thin ENEPIG as surface finishes for SAC305 solder joints[J]. Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 2018, 29(6): 4724–4731.
- [6] GAO Li-yin, LIU Zhi-quan, LI Cai-fu. Failure mechanisms of SAC/Fe-Ni solder joints during thermal cycling[J]. Journal of Electronic Materials, 2017, 46(8): 1–11.
- [7] 张志谦, 刘圣迁. 电子封装镀层锈蚀原因分析[J]. 电镀与 涂饰, 2009, 28(9): 16-19.
 ZHANG Zhi-qian, LIU Sheng-qian. Cause analysis of corrosion of electroplated electronic packages[J].
 Electroplating & Finishing, 2009, 28(9): 16-19.
- [8] 罗亮亮,孙凤莲,朱 艳. 微连接 Cu/SAC305/Cu 界面元 素扩散与几何尺寸效应[J]. 焊接学报, 2013, 34(12): 76-78. LUO Liang-liang, SUN Feng-lian, ZHU Yan. Geometric size effect on interfacial elements diffusion of Cu/SAC305/Cu microstructure[J]. Transactions of the China Welding

2103

Institution, 2013, 34(12): 76-78.

- [9] LI Shuang, HU Xiao-wu, ZHANG Wei-guo, JIANG Xiong-xin, LI Yu-long. Comparative study on solid-state and metastable liquid-state aging for SAC305/Cu joints[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2019(5): 629–637.
- [10] TAN Ai-ting, TAN Ai-wen, YUSOF F. Evolution of microstructure and mechanical properties of Cu/SAC305/Cu solder joints under the influence of low ultrasonic power[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 705: 188–197.
- [11] 杜隆纯,卫国强,彭欣强,王 磊.等温时效对 SAC305/Ni-P与SACBN/Ni-P界面的影响[J].特种铸造及 有色合金,2013(9):881-884.

DU Long-chun, WEI Guo-qiang, PENG Xin-qiang, WANG Lei. Effect of isothermal aging on interfacial reactions of SAC305/Ni-P and SACBN/Ni-P[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2013(9): 881–884.

- [12] MATT S, RAYMOND A F, JIN Liang. Theory for intermetallic phase growth between cu and liquid Sn-Pb solder based on grain boundary diffusion control[J]. Journal of Electronic Materials, 1998, 27(11): 1167–1176.
- [13] 徐 涛. Cu/Ni(P)双镀层锡基焊点界面结构及其性能研究
 [D]. 南昌: 南昌大学, 2018: 4–15.
 XU Tao. Study on interface structure and mechanical property of Cu/Ni(P) bi-layer solder joint[D]. Nanchang: Nanchang University, 2018: 4–15.
- [14] GUSAK A M, TU K N. Kinetic theory of flux-driven ripening[J]. Physical Review B, 2002, 66(11): 115403.
- [15] 刁 慧, 王春青, 赵振清, 田艳红, 孔令超. 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, TIAN Yan-hong, KONG Ling-chao. 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.
- [16] 孙晓梅. 微焊点的几何尺寸与界面元素扩散行为的研究
 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2012: 20-35.
 SUN Xiao-mei. Study on geometrical size of micro-solder joints and behavior of interfacial element diffusion[D].

Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2012: 23–35.

- [17] 丁 锐, 桂泰江, 蒋建明, 余海斌. 应用拉普拉斯变换和 留数法求解常见非稳态扩散情况下的菲克定律[J]. 数学 的实践与认识, 2017, 47(1): 272-279.
 DING Rui, GUI Tai-jiang, JIANG Jian-ming, YU Hai-bing. Solution of Fick's second law in the case of common diffusion[J]. Mathematics in Practice and Theory, 2017, 47(1): 272-279.
- [18] 殷祚炷. 微焊点 Cu-Sn 化合物演变规律及其原位力学性能研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨理工大学, 2018: 31-40.
 YIN Zhuo-zhu. Microstructure evolution and in-situ mechanical property of Cu-Sn compounds in micro solder joint[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2018: 31-40.
- [19] 王建华, 孟工戈, 孙凤莲. SAC305/Cu 微焊点界面金属间 化合物生长速率[J]. 焊接学报, 2015, 36(5): 47-50.
 WANG Jian-hua, MENG Gong-ge, SUN Feng-lian. Study on growth rate of interfacial metallic compound in SAC305/Cu joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(5): 47-50.
- [20] 任春春. ITO 导电玻璃化学镀 Ni 及镀 Ni 层的性能研究[D]. 南京:南京航空航天大学, 2014: 1–15.
 REN Chun-chun. Electroless deposition of Nickel on ITO conductive glass and Study the properties of coating[D].
 Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2014: 1–15.
- [21] 刘北平. GaN 的刻蚀、P 型欧姆接触以及 LED 的研究[D]. 上海:中国科学院研究生院, 2006: 1-20.
 LIU Bei-ping. Research on etching GaN, p-type ohmic contact and fabrication of GaN LED[D]. Shanghai: Shanghai Institute of Microsystem and Information Technology, 2006: 1-20.
- [22] 潘玉谱. 镀 Ni 工艺参数多元回归分析与镀层厚度预测研 究[D]. 上海: 上海交通大学, 2008: 1-35.
 PAN Yu-pu. Research on multivariate regression analysis of nickel plating parameter and thickness of electroplating forecasting[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2008: 1-35.

Consumption of Ni layer and IMC growth at SAC305/Ni interface

FAN Rui, SUN Feng-lian, LIU Yang

(School of Material Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China)

Abstract: The evolution of interfacial IMC and the consumption of Ni plated layer of the SAC305/Ni joint during liquid insulation at 260 °C and solid aging at 150 °C were investigated. Numerical models of Ni layer consumption and interfacial IMC growth under the condition of liquid thermal insulation and solid aging were established by fitting the data. The experimental results show that during the liquid holding time is between 1 to 50 min, the consumption of Ni layer is proportional to the holding time $t^{0.2217}$ and the growth thickness of interfacial IMC is proportional to the holding time $t^{0.3494}$. During the solid aging time is from 168 h to 672 h. The consumption of Ni is proportional to the aging time $t^{1/2}$. The growth thickness of interfacial IMC is proportional to the aging time $t^{1/2}$. The growth thickness of interface IMC growth under liquid insulation is faster. In order to reduce the consumption of the Ni layer and avoid the formation of an excessive thick IMC layer, it is particularly important to control the liquid holding time accurately.

Key words: liquid insulation; solid aging; Ni layer consumption; intermetallic compounds growth; evolution law

Foundation item: Project(51174069) supported by the National Natural Science Foundation of China Received date: 2019-11-07; Accepted date: 2020-06-11

Corresponding author: SUN Feng-lian; Tel: +86-451-86392519; E-mail: sunflian@163.com

(编辑 王 超)