

# 超声对 Ni/Sn 固-液溶解行为的影响

刘 赟, 俞伟元, 孙军刚, 孙学敏, 王锋锋

(兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

**摘 要:** 采用浸入实验法对比研究了加载超声和无超声辅助下 Ni 在 Sn 中的溶解动力学, 通过模拟探明了熔池中声压分布规律, 观察了 Ni-Sn 界面微观组织。上述研究表明, 超声作用 10 s Ni 丝的溶解量与不加超声保温 5 min 的溶解量相当, 表明超声能促进 Ni 在熔融 Sn 钎料中的溶解。无超声辅助时, 随着保温时间的增加, Ni-Sn 界面金属间化合物逐渐增厚, 阻碍了 Ni 与 Sn 之间的相互扩散; 而在超声空化作用下, Ni-Sn 界面处于动态非平衡状态, 能促进 Ni 在液态 Sn 中不断溶解; 同时, 在超声声流作用下界面 Ni 原子快速迁移至 Sn 中, 在随后的冷却过程中析出大量细长棒状的 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 金属间化合物。

**关键词:** 溶解; 激活能; 超声空化; 超声辅助钎焊

**中图法分类号:** TG454

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2020)07-2365-07

超声波辅助钎焊是一种新型无钎剂连接方法, 超声空化作用能有效去除母材表面的氧化膜<sup>[1, 2]</sup>, 促进钎料在母材表面的铺展及界面润湿<sup>[3-5]</sup>。因此, 该方法被应用于异种金属<sup>[6, 7]</sup>、陶瓷材料<sup>[8, 9]</sup>、复合材料<sup>[2, 10]</sup>以及电子元器件<sup>[11, 12]</sup>的连接。

超声辅助钎焊过程中, 超声作用下母材在液态钎料中溶解加剧, 使得焊缝组织发生显著变化, 从而影响焊缝力学性能。Guo 等人<sup>[13, 14]</sup>发现超声空化作用极大促进了铝合金母材在液态 Sn 钎料中的溶解, 使得焊缝中  $\alpha$ -Al 含量增加, 导致焊缝剪切强度增加。同时, 一些学者将超声波引入到瞬时液相扩散焊(TLP)中, 短时间内获得了完全由金属间化合物(IMC)构成的接头; 相比传统液相扩散焊, 超声作用极大地缩短了获得完全 IMC 接头的接头的时间。这主要是因为超声空化和超声声流作用促进了母材向钎料中的溶解<sup>[15-17]</sup>。本研究小组先前的工作中详细研究了无界面反应体系(Al-Sn)中超声作用促进母材溶解的机理, 发现超声作用下母材 Al 丝的溶解速率相比于不加超声的最大溶解速率提高约 20 倍。这主要是因为超声空化的热效应使得 Al-Sn 固液界面微区的温度迅速升高, 甚至达到了铝的熔点, 促使 Al 界面微区发生熔化并迅速溶解; 另外, 声流作用增强了界面处溶解的 Al 原子扩散能力, 使得界面处的浓度差增加, 进一步促进了 Al 在 Sn 钎料中的溶解<sup>[18]</sup>。然而, 较厚的界面金属间化合物(IMC)的存在会影响熔融钎料对母材的溶解<sup>[19, 20]</sup>。因此, 研究

超声作用下, 液态钎料对不同母材以及 IMC 的溶解规律, 对调控焊缝组织, 提高接头强度有一定的指导意义。

在电子工业中, 铜及铜合金常用作集成电路引线框架材料, 由于铜在 Sn 钎料中溶解过快, 故在其表面镀 Ni 以降低锡基钎料与 Cu 的反应速率<sup>[21, 22]</sup>。Ni/Sn/Ni 在电子封装互连技术中是常用的互连结构。为探明超声对 Ni 在 Sn 中的溶解和扩散行为, 本研究采用浸入实验法, 测量了 Ni 丝在熔融 Sn 钎料中不同温度和时间内的溶解量, 并计算出在超声作用下 Ni 的溶解速率和溶解反应激活能; 结合模拟仿真和微观组织分析, 研究了在超声作用下 Ni 在 Sn 中溶解和扩散的机理, 为今后应用和发展超声辅助钎焊技术提供理论依据。

## 1 实 验

实验中采用直径 1 mm 的 Ni 丝(纯度为 99.5%)作为母材, 纯锡为钎料(纯度为 99.9%)。为提高润湿性, 实验前母材浸入 10%(体积分数, 下同)盐酸乙醇溶液中 5 min, 去除表面的氧化膜, 然后分别用水和乙醇冲洗去除表面杂质。将 80 g 的纯锡放置在刚玉坩埚中, 放入可控温度电阻炉中加热至熔融状态。实验采用加载超声和不加载超声作为对照组实验, 加热温度分别为 300、350、400 °C; 保温时间分别为 5、10、20、30 min。超声加载时间分别为 5、10、20、30 s。采用手持式超声加载器, 频率 28 kHz, 功率分别为

收稿日期: 2019-07-20

基金项目: 国家自然科学基金(51465032)

作者简介: 刘 赟, 女, 1986 年生, 博士生, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: liuyun86123@126.com

300、500、700 W，超声探头直径为 10 mm。镍丝垂直浸入熔融钎料中，距离超声变幅杆 1 mm，浸入钎料中的长度是 16 mm。实验中采用两根高精度 K 型热电偶分别置于炉内和坩埚内，进行温度测定和控温。采用 OM-DAQ-USB-2401 型号数据采集模块监测坩埚内的温度及炉温。熔池的温度保持在设定实验温度±2 °C 范围内。

实验后将 Ni 丝从熔融 Sn 钎料中迅速取出，并插入水中快速冷却后用冷镶粉将镍丝垂直镶样。用 1000#，2000#和 3000#砂纸打磨，并用 0.5 μm 金刚石抛光膏进行抛光。用光学显微镜和 Image Pro Plus 软件观察、分析镍丝的溶解量。为了减少实验误差，每个实验参数做 3 个样，并且统一磨去 1 mm 再进行测量。由于实验中镍丝的溶解是不规则的，如图 1 所示，因此测量镍丝溶解后的面积  $A$ ，换算为当量直径。溶解量由以下的方程定义：

$$A = \pi \left( \frac{1}{2} d_0 \right)^2 \tag{1}$$

$$\Delta r = (d - d_0) / 2 \tag{2}$$

式中， $A$  为溶解后镍丝的截面面积， $\Delta r$  为溶解厚度， $d_0$  为溶解后计算得到的当量直径， $d$  为原始 Ni 丝的直径。

为了进一步探究超声促进溶解机理，对溶解后 Ni 丝界面 IMC 的形态进行了观察。采用 10% 盐酸乙醇溶液对标准金相处理后的 Ni 丝样品进行腐蚀，然后用扫描电镜及能谱分析对界面 IMC 形态进行观察，并对界面 IMC 厚度进行统计。

## 2 实验结果

### 2.1 Ni 母材在熔融 Sn 钎料中的溶解行为

图 2 是超声作用和无超声作用作为对照组，通过浸入实验测量 300、350 和 400 °C 时 Ni 丝在熔融 Sn 钎料中溶解量与浸入时间的关系曲线。实点是测量的实验数据，线条是这些实验数据的拟合曲线。图 2a 是无超声作用 Ni 丝溶解量变化曲线。从图中可以看到，Ni 丝的溶解量随着保温时间的延长和温度的升高

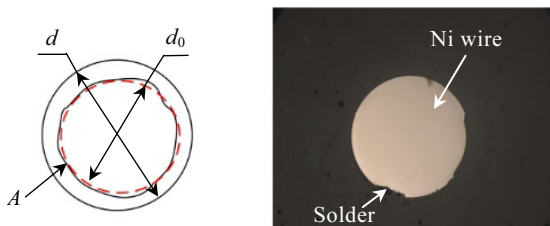


图 1 不均匀溶解 Ni 丝的面积测量示意图

Fig.1 Schematic diagram of the measured area for inhomogeneous dissolution of Ni wires

而增加。溶解初期，溶解曲线比较陡峭，表明溶解初期较短的时间内溶解速率较快，但随后溶解速率逐渐减小，趋于平缓。3 个不同的温度都呈相同的变化趋势。图 2b 是超声作用下 Ni 丝溶解量随超声作用时间的变化曲线。可以发现 Ni 丝的溶解量随超声时间的增加呈线性变化。并且，随着温度的升高，Ni 丝的溶解量及溶解速率都呈增大趋势。从实验数据可以看出，超声作用后 Ni 丝在液态 Sn 钎料中的溶解量与无超声作用时相比显著增加，超声作用 10 s Ni 丝的溶解量与不加超声保温 5 min 的溶解量相当。

根据热激活抛物线模型可以计算出不加超声时的溶解速率常数<sup>[23]</sup>：

$$X(T, t) = (Kt)^{1/2} \tag{3}$$

式中， $X$  是溶解量， $K$  是溶解速率常数 ( $\mu\text{m}^2/\text{s}$ )， $t$  是母材浸入钎料的时间(s)， $T$  是钎料熔池温度(K)。不加超声不同温度溶解量  $X$  与  $t^{1/2}$  的关系如图 3 所示，由此可以得出溶解速率常数  $K$  的值。

溶解速率常数  $K$  与温度  $T$  满足 Arrhenius 方程如方程(4)所示，由此可以确定母材在液态钎料中的溶解激活能。

$$\ln K = \ln A - E/RT \tag{4}$$

式中， $K$  是溶解速率常数， $A$  是指数前因子， $E$  是活化能， $R$  是气体常数， $T$  钎料熔池的温度(K)。

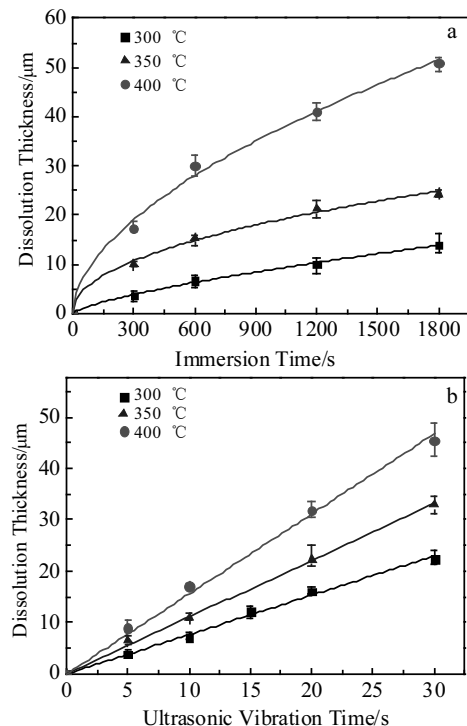


图 2 不同温度下 Ni 丝的溶解量随时间的变化

Fig.2 Dissolution thickness of Ni wire vs time in molten Sn solder at different temperatures: (a) without USV and (b) with USV

lnK 与 1/T 实验数据的 Arrhenius 曲线如图 4 所示,可见实验数据和 Arrhenius 方程线性拟合线基本吻合,由直线的斜率可以确定溶解激活能。不加超声和加载超声后 Ni 在熔融 Sn 中的溶解激活能分别是 85.97 和 22.78 kJ/mol。

### 2.2 超声功率对溶解的影响

图 5 是采用不同超声功率,通过浸入实验测量的 350 °C 时 Ni 丝溶解量随时间的变化关系。可见,不同功率的超声作用时, Ni 丝的溶解量随时间的变化都呈线性关系。说明超声作用使熔池始终保持动态非平衡状态,极大的促进了 Ni 丝的溶解。随着超声功率的增大, Ni 丝的溶解量及溶解速率都不断增加。

### 2.3 超声作用对界面 IMC 厚度及形态的影响

Ni 丝浸入熔融钎料后, Ni 丝向钎料中溶解和界面金属间化合物的生成同时发生,这 2 个过程同时控制着最终 Ni 丝的溶解量。图 6a~6c 为 350 °C 无超声作用, Ni 丝浸入熔融 Sn 钎料 5、10、15 min 后 Ni/Sn 界面 IMC 的形貌图。通过 EDS 分析界面处的金属间化合物均为 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>, 与 Ni/Sn 相图吻合,并且和以往的研究结果一致<sup>[21, 22]</sup>。从图中可以看到,界面 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 厚度随着浸入时间的增加而增加。保温 5 min, 界面形成一层薄而不均匀的扇贝状的 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>, 界面周围 Sn 钎料中没有 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 形成; 随着保温时间的增加, 界面 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 层逐渐增厚且均匀, 保温 15 min 时, 界面周围 Sn 钎料中有少量的 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 晶粒形成。经 Image Pro Plus 图像分析仪测定界面 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 层厚度, 如图 7a 所示, Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 层厚度随浸入时间呈抛物线型增长。经过数据拟合可以得到  $n=0.5$ , 因此 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 的生长是受体扩散控制<sup>[16]</sup>。这意味着界面 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 层阻碍了 Ni 向钎料的溶解, Ni 只能通过体扩散的形式迁移至界面处, 因此随着浸入时间的增加, Sn 钎料对 Ni 丝的溶解量及溶解速率逐渐降低 (如图 2a 所示)。

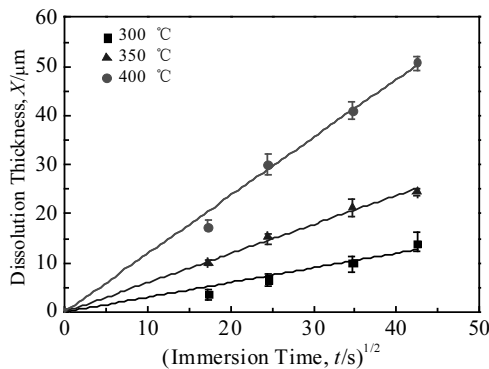


图 3 不加超声 Ni 丝的溶解量 X 与  $t^{1/2}$  关系

Fig.3 Dissolution thickness X vs  $t^{1/2}$  of Ni in molten Sn solder without USV treatment

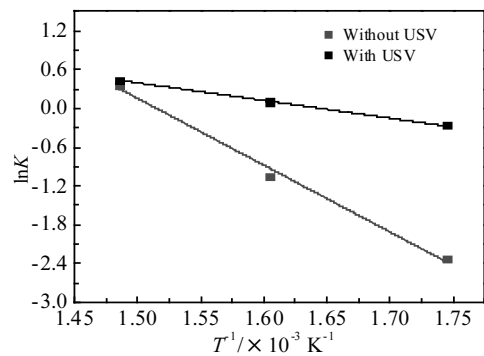


图 4 Ni 丝溶解速率常数的 Arrhenius 曲线

Fig.4 Arrhenius plots of dissolution rate of Ni in Sn solder with and without applied USV

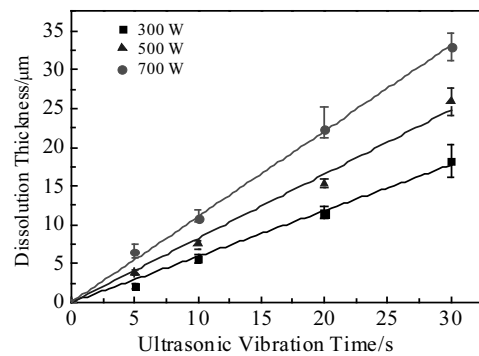


图 5 350 °C 不同功率超声作用下 Ni 丝在 Sn 钎料中的溶解量随时间的变化

Fig.5 Dissolution rate of Ni in molten Sn solder treated at 350 °C with different USV powers

图 6d~6f 分别为 350 °C 施加不同功率超声波溶解试验后 Ni/Sn 界面 IMC 形貌图。可以看到,施加超声后界面形成了一定厚度均匀的 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 层,并且界面附近 Sn 钎料中分布着一些细长棒状的 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>,随着超声功率的增加,这种细长棒状的 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 含量逐渐增加。不同超声功率下 Ni/Sn 界面 IMC 厚度测量结果如图 7b 所示。可以看到随着超声功率的增加,界面 IMC 厚度变化很小。

### 2.4 熔池内声压分布

超声振动传播到钎料熔池中,液体内的声压交替变化,在声压的负相区,当声压达到空化阈值时,液体被拉断形成空化泡,在随后的正压相压缩下破裂,产生空化作用。因此只有液态钎料中的声压达到空化阈值时才能产生空化作用。本研究采用 COMSOL Multiphysics 有限元模拟软件对超声波作用下液态 Sn

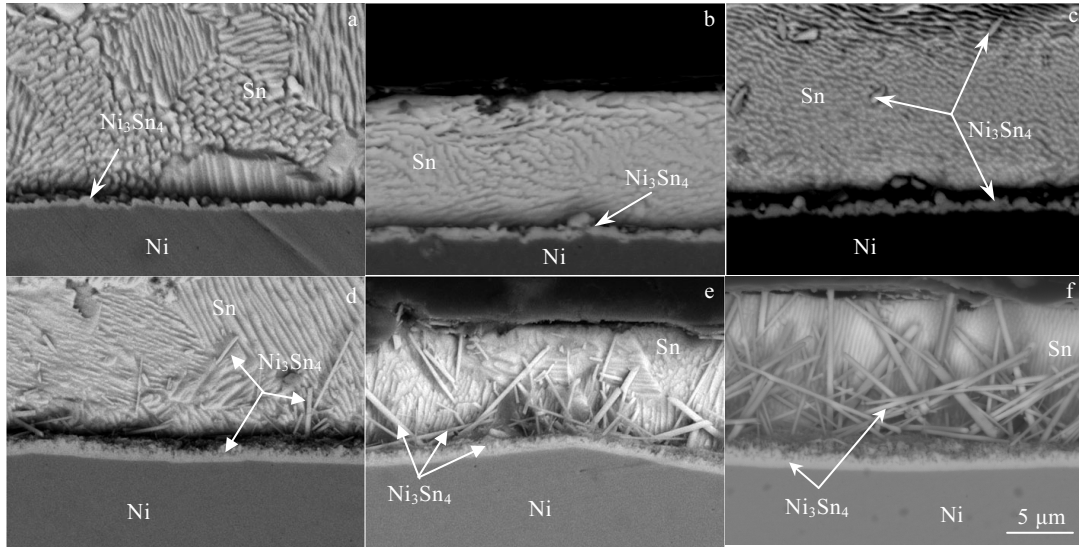


图 6 350 °C 时 Ni/Sn 界面处的组织形貌

Fig.6 Morphologies of Ni/Sn interfacial microstructure at 350 °C without USV (a~c) and with USV (d~f): (a) 5 min, (b) 10 min, and (c) 15 min; (d) 30 s /300 W, (e) 30 s /500 W, and (f) 30 s /700 W

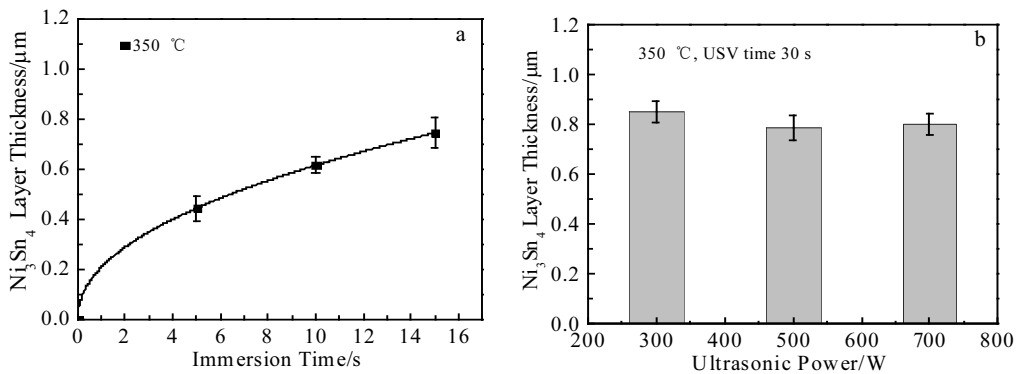


图 7 无超声作用溶解后界面 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 层厚度随时间的变化及施加不同功率超声 30 s 后界面 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 层厚度

Fig.7 Thickness of interfacial Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> layer vs immersion time without USV (a); thickness of interfacial Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> layer for 30 s with different ultrasonic powers (b)

钎料熔池中声压进行了数值模拟,图 8a 为液态钎料熔池中的声压分布云图。熔池中声压分布是不均匀的,靠近超声变幅杆端部声压最大,沿着轴线方向声压迅速减小。最大正压达  $8.43 \times 10^6$  Pa,最大负压达  $3.68 \times 10^5$  Pa。提取 Ni 丝位置处声压值如图 8b 所示,由 Ni 丝下端至上端的声压值呈单调递减的趋势,意味着离超声变幅杆端面越远,声压值越小。距离 Ni 丝下端 10 mm 以内区域的声压值数量级在  $10^5 \sim 10^6$  之间。液态 Sn 钎料中产生空化泡的阈值是  $0.3 \sim 0.6 \times 10^5$  Pa<sup>[24]</sup>。因此,靠近超声变幅杆端部附近区域 Ni 丝所在位置处液态 Sn 钎料中的声压达到了空化泡产生的阈值,但声

压分布是不均匀的,靠近端部声压较强,产生比较强烈的空化作用。

### 3 讨论

固体金属在熔融钎料中的溶解速率满足 Nernst-Brunner 方程<sup>[25,26]</sup>,如方程(5)所示,方程左边  $dC/dt$  是溶解速率:

$$dC/dt = K(A/V)(C_S - C) \tag{5}$$

式中,  $C_S$  为基板金属的溶解度;  $K$  为溶解速率常数;  $A$  为钎料和基板的接触面积;  $V$  为钎料的体积;  $C$  为时间  $t$  时的浓度。

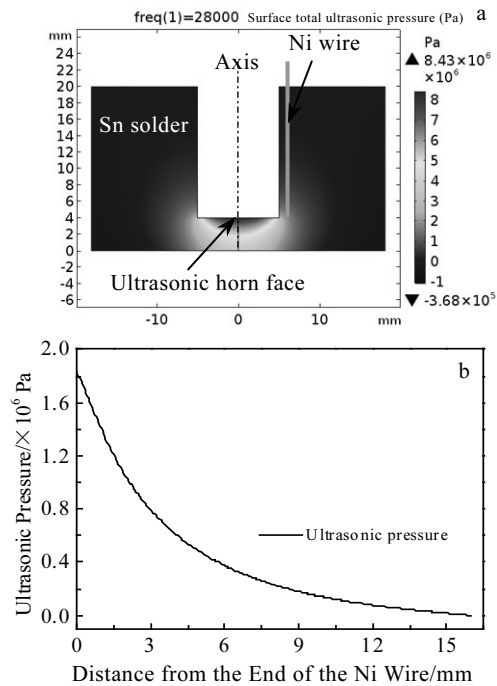


图 8 超声作用下 Sn 钎料熔池中声压分布云图及 Ni 丝所在位置声压分布曲线

Fig.8 Ultrasonic pressure distribution in molten Sn solder pool (a); ultrasonic pressure distribution curve in the position of the Ni wire (b)

本实验中, 钎料的体积  $V$  和钎料与 Ni 丝的接触面积  $A$  都是恒定的, 由方程(5)可见, 一定温度下溶解速率由  $\Delta C$  (即  $C_S - C$ ) 决定, 如果  $\Delta C$  增加, 则溶解速率增大。由 Ni-Sn 二元相图可知, 随着温度的增加, Ni 在 Sn 中的饱和溶解度 ( $C_S$ ) 增加。其次, 温度越高, 扩散速度越快, 界面处溶解的 Ni 原子快速扩散到液态钎料中, 促使更多的 Ni 溶解。因此, 温度升高可以促进镍丝溶解速率增大。

不加超声波时, 在温度固定不变的情况下, Ni 丝的溶解速率随时间增加逐渐较小。溶解初期, 由于  $\Delta C$  (即  $C_S - C$ ) 最大, 溶解快速进行; 其次熔池和界面处存在较高的 Ni 的浓度差, 促使界面处 Ni 原子快速扩散至熔池中, 界面处的 Ni 浓度降低, 从而确保了 Ni 丝以较快的溶解速率溶解。已有报道表明, 300~700 °C 时 Ni 在纯锡中的溶解度满足方程  $C_S = 5.34 \times 10^2 \exp(-36900/RT)\%$ 。由此可以计算出, 350 °C Ni 在纯锡中的溶解度为 0.43%<sup>[27]</sup>。因此, 随着浸入时间的增加, 界面处的 Ni 浓度很容易达到饱和而形成  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ , 并且随保温时间的增加界面  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  层厚度逐渐增加 (如图 7a 所示), 较厚  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  层将阻碍 Ni 原子向钎料的快速扩散, 因此溶解速率逐渐降低。

加载超声后, Ni 在 Sn 钎料中的溶解速率较无超声作用大幅提高。这主要是因为超声波在液体中传播, 液体遭到快速压力变化且压力超过空化阈值时, 空化泡形成、长大并最终溃灭, 空化气泡的溃灭会产生强烈的湍流和冲击波<sup>[28, 29]</sup>, 以及高达 5000 K 的温度和 0.1 GPa 的压力<sup>[30, 31]</sup>。Chen 等人的研究表明, 当气泡在固体表面溃灭时, 短时间内会达到较高的温度, 就如同瞬时温度的产生, 在温度由金属热传导而减小之前, 瞬时高温可以损坏局部金属表面<sup>[32]</sup>。空化泡溃灭后界面微区温度升高,  $C_S$  增大; 再者超声流作用使得溶解后的 Ni 快速由界面移动至钎料中, 使得界面处 Ni 的浓度始终保持在最小状态。声空化和声流共同作用下  $\Delta C$  增大, 从而提高了 Ni 向熔融钎料中的溶解速率。

其次, 超声作用后 Ni 在 Sn 中的溶解量随时间呈线性变化。超声加载后, Ni、Sn 原子相互扩散饱和后, 在界面生成 IMC。由以往研究可知, 界面为空化泡的形成提供了有利的条件, 大量空化泡在界面处形成<sup>[30]</sup>。空化泡破裂产生较高的冲击波和热效应将界面处形成的 IMC 打碎, 并将其再次溶解。因此, 可以推断超声施加后界面 IMC 处于生成, 破碎和再次溶解的动态过程, 从而确保了 Ni 始终与 Sn 钎料直接接触并以恒定的速度向熔融钎料中溶解 (如图 2b 所示)。Li 和 Shao 等人研究表明<sup>[15, 16]</sup>超声空化作用引起界面能的变化以及超声声流引起液体快速流动而产生的热量和化学能量, 使得液态钎料处于动态非平衡状态, 导致母材无限溶解进入钎料中。而在随后冷却过程中, 过饱和的钎料向平衡状态转变时, 钎料和界面处析出大量的 IMC。因此, 可以推断超声作用后界面 IMC 的形成是在 Ni 溶解后的冷却过程中形成的, 所以超声作用后界面 IMC 厚度变化不大 (如图 7b 所示)。

再者, 随着超声功率的增加, Ni 在 Sn 钎料中的溶解速率和溶解量都增加了, 并且界面附近 IMC 的数量也逐渐增加。Santos 等研究表明<sup>[33]</sup>, 声流和声空化的密度正比于超声波功率。随着超声功率的增加, 空化泡的振动变得越来越剧烈, 空化泡有更强的溃灭趋势, 在界面处产生更多的热量和冲击波, 促使母材 Ni 丝剧烈溶解 (如图 5 所示), 随后的冷却过程中由于 Ni 丝周围粘连的 Sn 钎料中 Ni 含量过饱和, 大量的  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  晶核迅速析出并长大, 因此, 在 Ni 界面附近出现了大量细长棒状的  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ 。

由以上分析可以看出, 超声作用后 Ni 丝的溶解行为与不加超声时的溶解行为不同。首先, 超声产生的空化作用带来的热效应, 可以使界面微区的温度快速升高使得界面附近  $C_S$  增大, 加剧溶解的进行; 第二, 超声

声流作用会加剧界面处元素向熔池扩散；第三，超声空化作用使得液态钎料处于动态非平衡状态，Ni 以恒定速度无限溶解进入钎料中。这些因素综合作用，使得加载超声后溶解速率远远高于不加超声的溶解速率。

## 4 结 论

1) 超声能促进 Ni 在熔融 Sn 中的溶解，超声作用 10 s 镍丝的溶解量与不加超声保温 5 min 的溶解量相当。这主要是因为靠近界面的空化泡溃灭产生的热量使界面微区温度升高，溶解度增大，以及声流作用下加快了界面处 Ni 向熔池扩散引起的。

2) 加载超声后，Ni 丝在熔融 Sn 钎料中溶解速率与浸入时间呈线性关系，不加载超声时，Ni 丝在熔融 Sn 钎料中溶解速率与浸入时间  $t^{1/2}$  呈线性关系，溶解速率由扩散控制。而超声作用，Ni 丝在熔融 Sn 钎料中溶解速率与浸入时间呈线性关系，结合微观组织的观察分析，溶解速率是由其界面反应控制。

3) 无超声加载和超声加载后 Ni 在熔融 Sn 钎料中的溶解激活能分别是 85.97 和 22.78 kJ/mol。超声空化作用和声流作用使得 Ni 在 Sn 钎料中的溶解激活能下降，促进了 Ni 在 Sn 中的溶解。

### 参考文献 References

- [1] Xiao Y, Ji H J, Li M Y *et al.* *Materials and Design*[J], 2013, 47: 717
- [2] Xu Z W, Yan J C, Wu G H *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2005, 53(7): 835
- [3] Lin Q L, Xing C X, Sui R *et al.* *Experimental Thermal and Fluid Science*[J], 2019, 102: 351
- [4] Ma L, Xu Z W, Zheng K *et al.* *Ultrasonics*[J], 2014, 54: 929
- [5] Xu Z W, Ma L, Yan J C *et al.* *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2012, 43(3): 407
- [6] Lai Z W, Pan C, Du H Q *et al.* *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2017, 23(1): 19
- [7] Ma Z P, Zhao W W, Yan J C *et al.* *Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2011, 18: 1062
- [8] Ji H J, Chen H, and Li M Y. *Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2017, 34: 491
- [9] Ji H J, Chen H, Li M Y. *Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2016, 35: 61
- [10] Yan J C, Xu Z W, Shi L *et al.* *Materials and Design*[J], 2011, 32(1): 343
- [11] Tan A T, Tan A W, Yusof F. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 238: 8
- [12] Ji H J, Wang Q, Li M Y. *Journal of Electronic Materials*[J], 2016, 45(1): 88
- [13] Guo W B, Luan T M, He J S *et al.* *Ultrasonics Sonochemistry* [J], 2018, 40: 815
- [14] Guo W B, Luan T M, He J S *et al.* *Materials and Design*[J], 2017, 125: 85
- [15] Li Z L, Dong H J, Song X G *et al.* *Ultrasonics Sonochemistry* [J], 2017, 36: 420
- [16] Shao H K, Wu A P, Bao Y D *et al.* *Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2017, 37: 561
- [17] Ji H J, Qiao Y F, Li M Y. *Scripta Materialia*[J], 2016, 110: 19
- [18] Liu Y, Yu W Y, Liu Y Z. *Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2019, 50: 67
- [19] Faizan M. *Materials and Manufacturing Processes*[J], 2015, 30: 169
- [20] Yen Y W, Chou W T, Tseng Y *et al.* *Journal of Electronic Materials*[J], 2008, 37(1): 73
- [21] Divya T, Marion V, Fiqiri H. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*[J], 2017, 28: 18 366
- [22] Lis A, Kenel C, Leinenbach C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(6): 2596
- [23] Sharif A, Chan Y C. *Materials Science and Engineering B*[J], 2004, 106: 126
- [24] Eskin G I, Eskin D G. *Ultrasonic Treatment of Light Alloy Metals*[M]. New York: CRC Press/Taylor & Francis Group, 2014: 61
- [25] Shoji Y, Uchida S, Ariga T. *Metallurgical Transactions B*[J], 1982, 13B: 439
- [26] Chada S, Fournelle R A, Laub W *et al.* *Journal of Electronic Materials*[J], 2000, 29(10): 1214
- [27] Dybkov V I, Khoruzha V G, Sidorko V R *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 460(1-2): 337
- [28] Dular M, Delgosha O C, Petkovšek M. *Ultrasonics Sonochemistry* [J], 2013, 20: 1113
- [29] Doktycz S J, Suslick K S. *Science*[J], 1990, 247: 1067
- [30] Shchukin D G, Skorb E, Belova V *et al.* *Advanced Materials*[J], 2011, 23(17): 1922
- [31] Suslick K S, Hammerton D A, Cline R E. *Journal of the American Chemical Society*[J], 1986, 108: 5641
- [32] Chen H S. *Wear*[J], 2010, 269: 602
- [33] Santos H M, Lodeiro C, Capelo-Artinez J. *Ultrasound in Chemistry: Analytical Applications*[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co KGaA, 2009: 1

## Effect of Ultrasound on Dissolution Acceleration Behavior of Ni/Sn

Liu Yun, Yu Weiyuan, Sun Jungang, Sun Xuemin, Wang Fengfeng

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metal, Lanzhou University of Technology,  
Lanzhou 730050, China)

**Abstract:** The dissolution behavior of Ni in molten Sn solder with and without applied ultrasonic vibration (USV) was investigated by the immersion experiment. In order to reveal the mechanism of accelerated dissolution by USV, the ultrasonic pressure distribution in molten solder was simulated by finite element analysis and the microstructures after dissolution were observed. The results show the dissolution amount of Ni in Sn after 10 s of USV is equivalent to that of a holding time of 5 min without USV. Without USV, the interfacial IMC gradually thickens as the holding time increases, which hinders the diffusion of Ni atoms into the Sn solder. With USV, ultrasonic cavitation causes the infinite dissolution of Ni into Sn solder. Furthermore, the dissolved Ni atom at the interface is brought rapidly to the molten solder by the ultrasonic streaming, which causes a large number of elongated rod-shaped  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  precipitated during the subsequent cooling process.

**Key words:** dissolution; activation energy; ultrasonic cavitation; ultrasonic-assisted soldering

---

Corresponding author: Yu Weiyuan, Ph. D., Professor, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: weiyuanyu2018@163.com