

國立交通大學

加速器光源科技與應用學位學程

碩士論文

不同金屬墊層結構對錫 2.3 銀微凸塊經熱循環測
試後裂縫形成之研究

**Crack Formation after Thermal Cycling Tests
for Sn2.3Ag Microbumps with Different
Under-Bump-Metallization Structures**

研究生：莫竣傑

指導教授：陳 智 博士

林宏基 博士

鄭裕庭 博士

中華民國 一百零一年 六月

摘要

隨著封裝技術從平面演進到立體的堆疊，其中接點尺寸的微縮將無可避免，許多研究中指出，介金屬化合物的脆性，將不利於三維積體電路封裝的發展，但在越來越小的接點中，介金屬化合物將佔據大部分的體積比例，研究介金屬化合物對於微凸塊接點機械性質的影響，是個相當重要的議題。

本研究利用不同的金屬墊層去製備出鉛錫高度 10 μm 與 40 μm 的微凸塊接點，其結構可分為 Cu/Sn2.3Ag/Cu、Ni/Sn2.3Ag/Cu、Ni/Sn2.3Ag/Ni，接著在 260°C 經過不同的時間迴鉛熱處理，最後進行 -55°C 到 125°C 的熱循環測試，探討不同熱處理時間、鉛錫高度與金屬墊層結構對於微凸塊接點破壞模式的影響。

觀察微凸塊接點在兩端的介金屬化合物接合之前，在介金屬化合物與鉛錫的界面產生疲勞裂縫，提高鉛錫高度則使得裂縫產生從介面轉移至鉛錫內部，改變 under-bump-metallization (UBM) 結構後，發現三元的介金屬化合物能穩定與鉛錫的界面，進而抑制裂縫生成，而完全轉變成介金屬化合物的微凸塊接點，擁有良好抗熱循環測試的能力，甚至在經過 2000 次的熱循環測試後，依舊沒有任何破壞現象產生，可見介金屬化合物並沒有如報導中預期，在熱循環測試後有因材料脆性而發生破壞的現象。

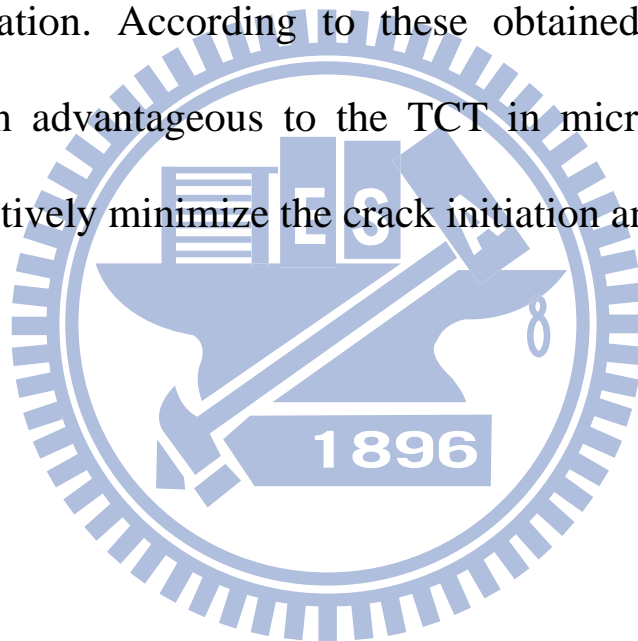
Abstract

Due to the progress of packaging technology from 2-dimension to 3-dimension (3D) stacking, the decreasing in pitch of microbumps is inevitable. It was reported the intermetallic compounds (IMCs) are brittle and thus not good for 3D integrated circuit (IC) reliability. While the microbumps are getting smaller, the IMCs will occupy a large percentage of joint volume. Therefore, it is important to study the effect of IMC formation in mechanical properties of microbumps.

In this study, different kinds of structures, Cu/solder/Cu, Cu/solder/Ni, and Ni/solder/Ni, were used to study the effect of different IMCs on the crack resistance during thermal cycling test (TCT). The solders are Sn2.3Ag, and the heights were 10 μ m and 40 μ m. After various reflow time at 260 °C, the microbumps were tested under TCT. (-55°C to 125°C) We will discuss the effect of reflow times, solder heights, and the IMC compositions on the failure mechanisms of microbumps under TCT.

After long period of reflow, the IMC bridging phenomena was observed in most of the low solder height samples. Before IMC

bridging, we can observed the crack appeared from the edge of the IMC/solder interface. The length of cracks increased as the solder height. Comparing the Cu/solder/Cu and Cu/solder/Ni system, the ternary IMCs can significantly reduce the cracks between the IMC/solder interface and inhibit the cracks propagation. The IMC-bridged microbumps can endure 2000-cycle TCT and reduce crack propagation. According to these obtained results, the IMC bridging is an advantageous to the TCT in microbumps. The IMC bridging effectively minimize the crack initiation and propagation.



致謝

能夠在兩年的碩士生活內完成論文研究，要感謝的人實在太多了，首先要感謝陳智老師這兩年來的照顧，無論在專業領域的研究上或是待人處世上，都讓我學到了不少，老師對於研究源源不絕的熱情與實踐力，讓本人有幸能夠親眼見證 Science 從無到有的過程，也感謝陳智老師兩年來查經班的洗禮，讓我對於生命、對於家人和對於信仰都有了更深一層的體會。再來要感謝的是同步輻射中心共同指導教授林宏基博士，謝謝林伯願意傾聽我所有的困擾，不論是對於學業、對於未來、對於人生，每次跟您聊過之後，總是又對未來充滿希望，也謝謝您總是當我的後盾，在我需要幫助的時候推我一把，讓我對於磁性材料與同步輻射有更深層的了解。還有電子所的共同指導教授鄭裕庭老師，感謝老師啟發我對於微機電的無限可能，以及讓我見識到學界跟產業合作的前瞻性，發現到自己的不足及眼光的短淺，都驅使我想更努力的充實自己。

本研究能夠順利的完成，要特別感謝本研究的合作夥伴—工研院，感謝陸蘇財博士對於實驗進行的大力相助，並對在討論的過程中給予寶貴的意見，大大的豐富了本研究的深度，並擔任本人的口試委員，再來要感謝莊敬業學長，感謝學長總是不厭其煩地幫助我進行各項的實驗測試，並在研究的過程中給予寶貴的意見與指導，沒有你們的幫助，本研究不能如此

順利的進行。

接下來更不能忘掉這一路下來一起打拼的好夥伴們：感謝高人一等的翔耀學長，領我進門，總是不厭其煩的聽我問各種的鳥問題，賽恩斯的你真的很帥，在新加坡也要幸福喔；特別要感謝的是阿丸，請容許我叫你一聲丸神，打從我第一次聽你報 paper 我就開始全身起雞皮疙瘩，你思考的邏輯、嘴砲的口條、有效率的做事方式都是我努力的目標，感謝您拼命的熬夜幫我趕出模擬的 data，並教會我嘴砲的真諦，我永遠都會記得，一踏進實驗室，只要看到阿丸，真的會有種安心的感覺；宗寬學長，人好到爆炸又帥到爆表，還有那 S 級的 SEM 操作技術，都讓我羨慕到不行；甜蜜到不行的 Q 毛學長，你總是可以淡定的放出閃倒爆表的必殺技，讓我受益良多；菜頭學長，後來才發現，原來你是砍外線的，感謝你教我如何用 IR 對接，還不怕我用壞；跑跑跑的健民學長，感謝你教我無電鍍的技術，跟你講話總是切中要害，非常直爽，有你的地方就有笑聲；佳凌學姊，感謝你總是幫我擦屁股，還有學姊你真的很能聊耶；舞棍以撒學長，有你的地方總是非常好笑，感謝你在實驗上的各種幫助，你做實驗的能力，強到讓我下巴都快掉了，看你做實驗是種享受；還有即將變成當紅炸子雞的韋嵐，下一篇賽恩斯可以讓我掛個名嗎？；潮男女天麟，恩，你就閃吧！；道奇學長，我的好酒友，感謝就等到下次把酒言歡時再告訴你；交大守護神_郭明墉，感謝我在的兩年都有你在守護交大；阿丸接班人同時也是登山大隊長的小手，

結果畢業前還是沒有爬到山，感謝你總是幫我解答許多疑惑；帥氣的史丹利，你好帥！；還有才子偉豪，你也好帥，快點找個千金嫁了吧！；還有美食大隊隊長秉儒，有你的地方就有美食？感謝你總是讓實驗室充滿歡樂；萬能的玉龍，簽了吧！！你是下一個扛霸子；要叫我學長的奕丞，叫我學長....。磁學小組的盈君、昌洋、孟潔、花枝、韋均、韋丞、凡修，感謝您們陪我聊天、一起吃大餐，還有熬夜做實驗。

當然更不能忘掉點綴我生活的調酒班的好戰友；乾媽 ChiChi、乾姊樂梅、Melissa、志偉、奶油。永遠的好室友：舒服、Kevin、宗翰、彥樺，希望畢業後我們還可以常常吃寢聚。此外感謝系辦的傅小姐，幫我解決很多瑣事加上免費的星巴克；還有程昶學長，在實習期間對我的照顧，讓我收穫不少。

最後要感謝永遠在我背後支持我的家人：爸爸、媽媽、雅如、美姊，還有專屬攝影師如肥與生活調劑師佳燕，感謝你們對我毫無保留的付出，在這裡要向你們致上最高的謝意，接下來的人生，換我為你們付出了，我真的畢業了！！

目錄

摘要	i
Abstract	ii
致謝	iv
目錄	vii
圖目錄	ix
表目錄	xiv
第一章 緒論	1
第二章 文獻回顧	4
2-1 三維積體電路封裝技術	4
2-2 錫銀鉛錫	9
2-3 微接點的體積效應	12
2-4 熱循環測試與常見的破壞現象	14
2-4-1 蠕變現象	15
2-4-2 疲勞裂縫	16
2-5 介金屬化合物對於微接點的影響	18
2-6 有限元素分析	20
第三章 實驗方法	22
3-1 不同金屬墊層結構的試片	22

3-2 樣品製備.....	24
3-3 迴鍍熱處理.....	26
3-4 熱循環測試.....	27
3-5 微結構觀測.....	28
第四章 結果與討論.....	31
4-1 迴鍍熱處理時間的影響.....	31
4-1-1 Cu/Sn2.3Ag /Cu System.....	31
4-1-2 Ni/Sn2.3Ag /Cu System.....	40
4-1-3 Ni/Sn2.3Ag /Ni System.....	48
4-2 鍍錫高度的影響.....	52
4-2-1 Cu/~40 μmSn2.3Ag/Cu System.....	52
4-2-2 Ni/~40 μmSn2.3Ag/Cu System.....	59
4-2-3 Ni/~10 μmSn2.3Ag/Ni System.....	65
4-3 不同 UBM 組成的影響.....	70
4-4 以 FEA 模擬 microbump 的應力應變分析.....	74
4-4-1 鍍錫高度對於破壞起始位置的影響.....	80
4-4-2 IMC 成分對於裂縫產生的影響.....	83
第五章 結論.....	85
參考文獻.....	86

圖目錄

圖 2-1-1	打線接合示意圖.....	6
圖 2-1-2	覆晶封裝示意圖.....	6
圖 2-1-3	3D 與 2D 封裝的導線長度比較示意圖.....	7
圖 2-1-4	3D 與 2D 封裝的接點密度比較示意圖.....	7
圖 2-1-5	系統單晶片(SoC)、系統級封裝(SiP)、直通矽穿孔(TSV)三種技術的示意圖.....	8
圖 2-2-1	深度蝕刻後的片狀 Ag_3Sn 形貌.....	11
圖 2-2-2	片狀 Ag_3Sn 析出導致局部高應力處產生使得接點產生裂縫.....	11
圖 2-3-1	接點的幾何結構與體積的流變圖.....	13
圖 2-4-1	$Sn_{0.7}Cu$ 銲錫邊緣經熱循環測試後產生的疲勞裂縫與蠕變現象.....	17
圖 2-4-2	$Sn-3.5Ag$ 不同構裝刚度對於應力-非彈性應變的遲滯迴線圖.....	17
圖 3-2-1	樣品製備示意圖.....	25
圖 3-3-1	熱循環測試溫度曲線圖.....	27
圖 3-4-1	研磨位置示意圖.....	30
圖 4-1-1	$Cu/Sn_{2.3}Ag/Cu$ 在熱循環測試前經(a) 0 分鐘 (b) 5 分鐘(c) 10 分鐘 (d) 30 分鐘 迴銲熱處理的 BEI 側視圖.....	34

圖 4-1-2 Cu/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L2 (b) L6 (c) L8.....	35
圖 4-1-3 Cu/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 5 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1 (b) L4 (c) L5.....	36
圖 4-1-4 Cu/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L4 (b) L5 (c) L3.....	37
圖 4-1-5 Cu/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1(b) L3(c) L6.....	38
圖 4-1-6 IMC 抑制疲勞裂縫比較.....	39
圖 4-1-7 Cu/Sn2.3Ag/Cu IMC 接合體積百分比與裂縫發現機率作圖.....	39
圖 4-1-8 Ni/Sn2.3Ag/Cu 在熱循環測試前經(a) 0 分鐘 (b) 5 分鐘(c) 10 分鐘 (d) 30 分鐘 迴鉸熱處理的 BEI 側視圖.....	42
圖 4-1-9 Ni/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L6 (b) L9.....	43
圖 4-1-10 Ni/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 5 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1(b) L4(c) L5.....	44
圖 4-1-11 Ni/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1(b) L4.....	45
圖 4-1-12 Ni/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L5(b) L6.....	46
圖 4-1-13 Ni/Sn2.3Ag/Ni 在熱循環測試前經迴鉸熱處理的 BEI 側視圖 (a) 0 分鐘 (b) 0 分鐘局部放大圖 (c) 10 分鐘 (d) 10 分鐘局部放大圖 (e) 30 分鐘 (f) 30 分鐘局部放大圖.....	49

圖 4-1-14 Ni/Sn2.3Ag/Ni 迴鍍 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1 局部放大圖 (b) L1 局部放大圖.....	50
圖 4-1-15 Ni/Sn2.3Ag/Ni 迴鍍 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L8 (b) L8 局部放大圖 (c) L9 (d) L9 局部放大圖.....	50
圖 4-1-16 Ni/Sn2.3Ag/Ni 迴鍍 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L9 (b) L9 局部放大圖.....	51
圖 4-2-1 Cu/~40 μ m Sn2.3Ag/Cu 在熱循環測試前經(a) 0 分鐘 (b) 5 分鐘 (c) 10 分鐘 (d) 30 分鐘 迴鍍熱處理的 BEI 側視圖.....	54
圖 4-2-2 Cu/~40 μ m Sn2.3Ag/Cu 迴鍍 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L3 (b) L4 (c) L9.....	55
圖 4-2-3 Cu/~40 μ m Sn2.3Ag/Cu 迴鍍 5 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L1 (b) L5 (c) L6 (d) L9.....	56
圖 4-2-4 Cu/~40 μ m Sn2.3Ag/Cu 迴鍍 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L1 (b) L7.....	57
圖 4-2-5 Cu/~40 μ m Sn2.3Ag/Cu 迴鍍 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L1 (b) L2.....	58
圖 4-2-6 Ni/~40 μ mSn2.3Ag/Cu 在熱循環測試前經(a) 0 分鐘 (b) 5 分鐘(c) 10 分鐘 (d) 30 分鐘 迴鍍熱處理的 BEI 側視圖.....	60
圖 4-2-7 Ni/~40 μ mSn2.3Ag/Cu 迴鍍 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L1 (b) L2 (c) L3 (d) L5.....	61
圖 4-2-8 Ni/~40 μ mSn2.3Ag/Cu 迴鍍 5 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L5 (b) L8 (c) L9.....	62

圖 4-2-9 Ni/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 迴鍍 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視	
圖(a) L4 (b) L8.....	63
圖 4-2-10 Ni/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 迴鍍 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視	
圖(a) L1 (b) L7 (c) L8 (d) L9.....	64
圖 4-2-11 Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Ni 在熱循環測試前經迴鍍熱處理的 BEI 側視	
圖 (a) 0 分鐘 (b) 0 分鐘局部放大圖(c) 30 分鐘 (d) 30 分鐘局部放大圖(e)	
180 分鐘 (f) 180 分鐘局部放大圖.....	66
圖 4-2-12 Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Ni 迴鍍 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視	
圖(a) L3 (b) L8 (c) L9.....	67
圖 4-2-13 Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Ni 迴鍍 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視	
圖(a) L 1 (b) L9.....	68
圖 4-2-14 Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Ni 迴鍍 180 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側	
視圖(a) L2 (b) L4 (c) L8.....	69
圖4-3-1 Cu/Sn2.3Ag/Cu 經熱循環測試1000cycles 研磨位置未到中間區域	
的BEI側視圖.....	71
圖4-3-2 四種UBM結構的microbump 經熱循環測試2000 cycles的BEI側視	
圖Cu/Sn2.3Ag/Cu (b)Ni/Sn2.3Ag/Cu (c)Ni/Sn2.3Ag/Ni (d) Cu/Sn2.3Ag/Ni/Cu	
.....	72
圖 4-4-1 模擬幾何尺寸側視示意圖.....	77

圖 4-4-2	Cu/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 於晶片最角落參考溫度@226°C 的應力分佈模擬 (a)最低溫(-55°C) (b)最高溫(125°C).....	78
圖 4-4-3	Cu/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 於晶片最角落參考溫度@260°C 的應力分佈模擬 (a)最低溫(-55°C) (b)最高溫(125°C)	78
圖 4-4-4	Cu/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 在最低溫(-55°C)參考溫度@226°C 的應力分佈模擬 (a)最角落位置 (b)最邊排中間位置 (c)最接近晶片中心位置.....	79
圖 4-4-5	(a) Cu/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖(b) Cu/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)鉚錫內部的應變分佈 (c) Cu/ \sim 40 μ mSn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖 (d) Cu/ \sim 40 μ mSn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)鉚錫內部的應變分佈.....	81
圖 4-4-6	(a) Ni/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖(b) Ni/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)鉚錫內部的應變分佈 (c) Ni/ \sim 40 μ mSn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖 (d) Ni/ \sim 40 μ mSn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)鉚錫內部的應變分佈.....	82
圖 4-4-7	(a) Cu/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖 (b) Cu/ \sim 10 μ mSn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)接點結構應變分佈 (c) Ni/ \sim 40 μ mSn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖 (d) Ni/ \sim 40 μ mSn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C) 接點結構應變分佈.....	84

表目錄

表 2-5-1 Cu, Sn3.5Ag 鉛錫與四種微凸塊中常見介金屬化合物的關鍵性質 理.....	19
表 2-5-2 Cu, Sn3.5Ag 與四種介金屬化合物的晶體結構與晶格常數.....	19
表 2-6-1 14 種鉛錫接點破壞模型整理.....	21
表 3-1-1 不同 UBM 結構試片示意表.....	23
表 3-2-1 樣品結構與測試條件總表.....	25
表 4-1-1 $\text{Cu}_{6-x}\text{Ni}_x\text{Sn}_5$ ($x=0, 1, 2$) 的晶格常數、體積、總能、生成熱、與內聚 能計算結果.....	47
表 4-3-1 四種 UBM 組成與測試條件對於 microbump 的破壞分析整理.....	73
表 4-4-1 銅墊層、鉛錫與 IMC 的降伏強度表.....	77

第一章 緒論

隨著半導體產業的發展，帶動科技的日新月異，現在的電子產品講究高整合性、多工處理、高效能，最重要的是輕薄短小，如何提升積體電路 (Integrated Circuit , IC) 的效能，一直是業界與學術界努力的目標，過去一直是著重在元件製程的微縮上，然而近年來摩爾定律 (Moore's Law) 也快要走到了物理極限，逐漸無法因應潮流的需求，因此開始有人著眼於先進構裝上，試圖打破傳統的平面構裝方式，朝向三維積體電路堆疊整合技術 (Three Dimension Integrated Circuit Stacking Technology)，以立體的堆疊的方式來追求高功率、高密度與低成本的製程發展。

當先進封裝從覆晶 (Flip Chip) 製程走到了三維整合製程時，首先面臨到的問題就包括銲錫接點尺寸的微縮，從傳統的覆晶封裝的銲錫接點 (Solder Joint) 的結構來看，其銲錫的體積大於金屬墊層 (Under Bump Metallization, UBM)，而三維構裝中的銲錫微凸塊 (Microbump) 則是金屬墊層的體積已和銲錫體積差不多，甚至還遠大於銲錫的體積。因此我們可以預期，銲錫微凸塊在製程的過程中，將會大部分甚至全部轉變為介金屬化合物 (Intermetallic Compound , IMC) 的接點，而以往所探討發生在覆晶封裝的銲錫接點行為，是否還能套用在微凸塊接點上，需要更進一步的去研究。

在過去，由於添加了鉛在錒錫內部後，會有良好的物理、機械、化學和熱等等特性，電子封裝的接點材料一直以來都是使用鉛與錒混合的合金。近年來，環保意識抬頭，人們開始杜絕鉛對人體的危害，於 2006 年 7 月 1 日召開的歐洲代表大會(European Congress)，開始禁止含有以鉛為基底的錒錒消費性產品進入歐洲市場。在這強而有力的律法加壓下，科學家開始尋找其它不含鉛的接點材料，以錒為基底的無鉛錒錒系統被視為是最有可能的取代含鉛錒錒的材料。而在以錒為基底的合金材料中，最常被使用的合金為：錒銅(Sn-Cu)合金、錒銀銅(Sn-Ag-Cu)合金以及錒銀(Sn-Ag)合金。錒銀銅因為是三元合金，在三者之中，是最穩定的合金，但是由於三元合金不易電鍍，無法精確掌控其成分，在工業界電鍍量產與追求良率的前提下，並不是個好選擇。而錒銀合金在機械性質方面有較良好的表現[1, 2]，是故工業界一般較常採用此種材料做為無鉛錒錒的材料，而本研究也是以錒銀錒錒為研究主題，採用 Sn2.3Ag 當作錒錒成分。

銅與鎳是業界最常使用的 UBM 材料，過去覆晶封裝的錒錒接點，也絕大部分都是構築在這兩種材料的 UBM 之上，而於 UBM 與錒錒的界面會產生 IMC，一般認為其脆性在未來的三維封裝上，會產生可靠度的議題，但很少有人針對 IMC 的微凸塊接點作機械性質的探討，在三維封裝的直通矽穿孔技術(Through-Silicon Via, TSV)上，銅與鎳仍然會是主流的材料，而 IMC 在越來越小的錒錒體積中，將扮演的主導的角色，本論文主要的研究

方向就是利用銅與鎳這兩種材料，去搭配出不同 UBM 組合及不同高度的 microbump，在 260°C 進行不同時間的迴錫熱處理，用意在於改變其 IMC 的生長厚度，甚至使其完全轉變成 IMC 接點，接著進行-55°C~125°C 的熱循環測試(Thermal Cycling Test)，在熱漲與冷縮不斷交替所產生的應力下，去研究 microbump 的破壞模式，並探討 UBM 組合、錫錫高度和迴錫熱處理時間的不同對於破壞模式的影響，也藉此比較微凸塊的尺度下，和覆晶封裝的尺度下破壞模式是否有所差異。



第二章 文獻回顧

2-1 三維積體電路封裝技術(3D IC Packaging Technology)

在過去，半導體封裝一直是以二維平面的打線接合與覆晶封裝為主流，不僅技術非常的成熟，相關的研究報導也很豐富，產線也設立的相當完備，再加上過去半導體業一直著重於電子元件的微縮上，儘管在很早之前就有人提出三維立體的封裝概念，但也是到了最近製程的微縮瀕臨了物理極限，才投入了大量的資源，積極的發展先進構裝技術，並視為是延續摩爾定律的契機。

直觀的，平面的堆放終究無法創造最大的空間效益，勢必朝向三維的立體堆疊，而三維的封裝技術有著許多突破性的優勢，根據 Sarawi 等人[3]與 Ladani [4]針對 3D-IC 所做的整理回顧中，我們得知當封裝技術由二維走到三維將具有以下這些優勢：(1)晶片尺寸與重量的微縮(2)降低訊號延遲與減少雜訊(3)低功率消耗 (4)於相同體積下提升接點的密度(5)整合異質元件於單一封裝上(6)利用垂直連結取代以往冗長平面連結以提升效能(7)系統整合帶來並行處理的效果。現今在半導體製造端，採用的技術為系統單晶片 (System on Chip, SOC)，所謂的系統單晶片，就是將許多帶有不同功能的異質電路高度的整合在一個晶片當中，並利用導線連接，使得一個晶片自成一個系統，這樣的方式可以有效地提升效能，如果無法將所有的功能放

進SOC中，亦可在半導體的封裝端採用系統級封裝(System in Package, SIP)，也就是說在一個封裝內不僅可以組裝多個晶片，還可以將不同類型的器件和電路晶片疊在一起，搭配引腳與打線連結，以構建成更為複雜的、完整的系統，而此種技術也可說是三維封裝技術的出發點，然而利用引腳與打線連結的技術，不利於效能的表現與限制元件體積的縮減，甚至影響元件於高頻下的表現[5]，因此提出了新一代的三維整合封裝連結技術，直接在矽晶片上開孔，鍍入導線，利用晶片間的垂直連結，這種直通矽穿孔的封裝技術，將導線縮短到矽基板厚度，除了提供極好的電性表現，並大幅度的提升系統的整合度與效能，成功的實現立體的堆積方式，矽晶穿孔除了有更小的接點及熱應力外，還能減少延遲效應與訊號損失，實現快速應答的需求，此技術再縮小連結點及導線的同時，不再需要一味的縮小電晶體的尺寸，未來希望能透過這樣的技術使得積體電路繼續的跟上摩爾定律的腳步[6]。

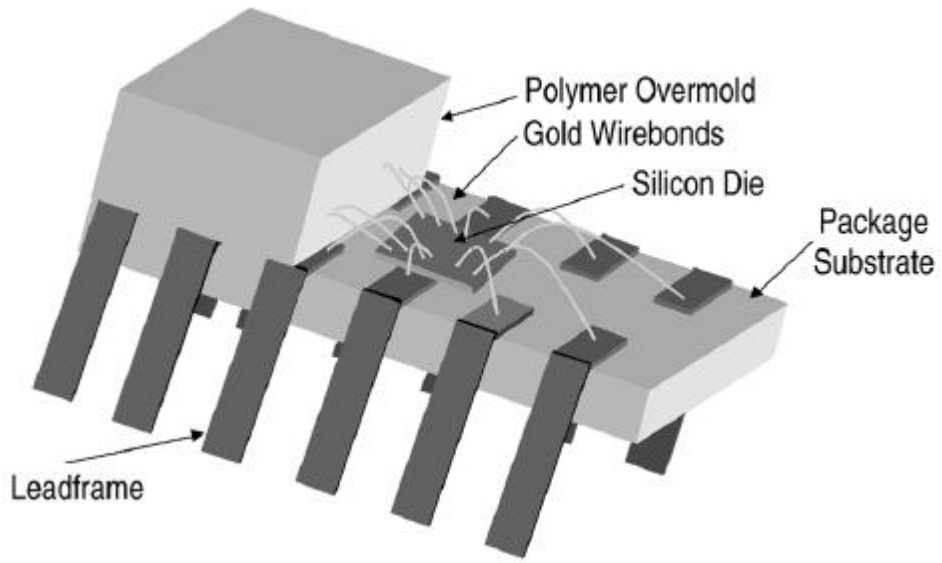


圖 2-1-1 打線接合示意圖[7]。

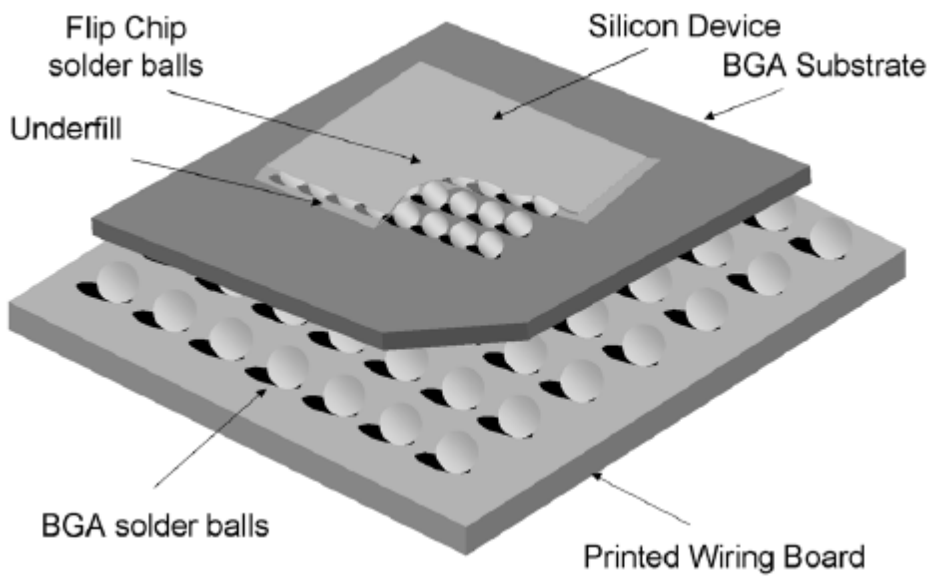


圖 2-1-2 覆晶封裝示意圖[7]。

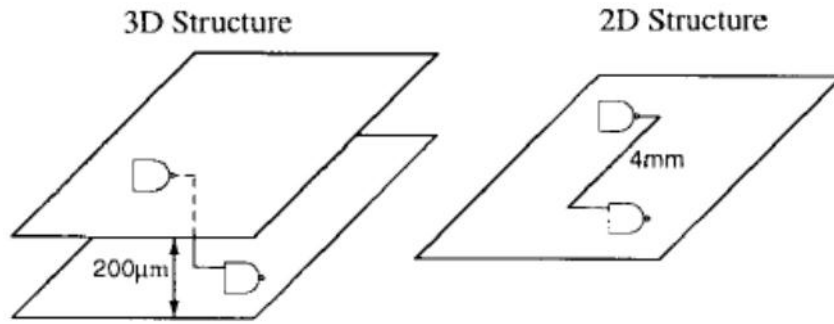


圖 2-1-3 3D 與 2D 封裝的導線長度比較示意圖[3]。

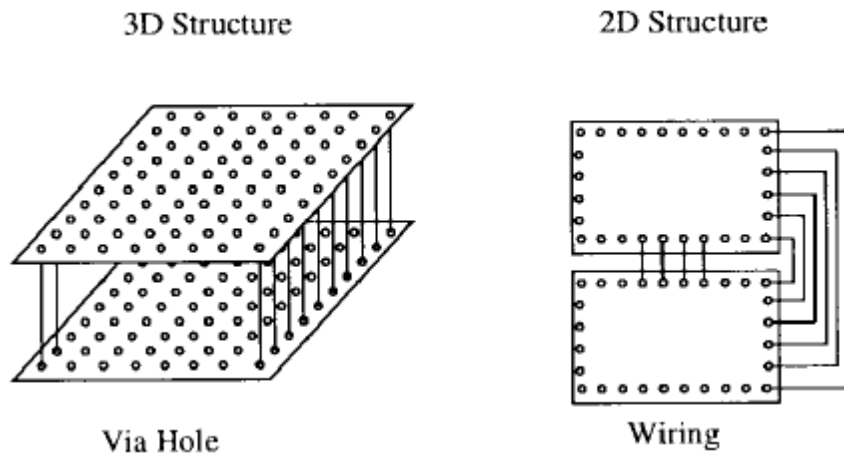


圖 2-1-4 3D 與 2D 封裝的接點密度比較示意圖[3]。

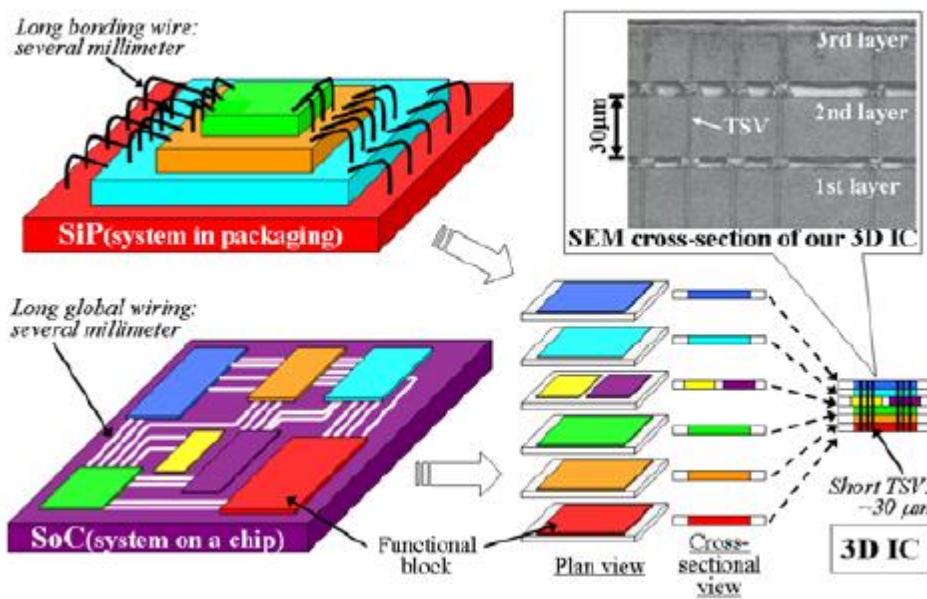


圖 2-1-5 系統單晶片(SoC)、系統級封裝(SiP)、直通矽穿孔(TSV)三種技術的示意圖[8]。



2-2 錫銀鉛錫

在反鉛議題尚未被重視之前，錫鉛鉛錫被視為是最理想的接點材料，不僅成本低取得容易，K.N.Tu [9]在 Solder Joint Technology 提到，在共晶錫鉛與銅墊層的反應中，鉛並不會參與銅與錫的反應，還能透過鉛的添加來調整鉛錫熔點，提升鉛錫的延展性，也因此強化了各項機械性質的表現，更重要的是，共晶錫鉛系統並不會有錫鬚晶(Whisker)的現象發生。

但由於環保意識的抬頭，禁止含鉛鉛料的 사용，業界與學術界紛紛投入無鉛鉛錫(Lead-free Solder)的議題中，試圖找出能夠取代共晶錫鉛的材料，有許多的無鉛鉛料先後出爐，而其中以錫為基底的合金系統最為大宗，在許多的文獻中都不難發現錫銀銅(Sn-Ag-Cu)鉛錫的報導，擁有低熔點與優越的機械性質，有不少人視之為最具潛力的接點材料，但由於電鍍製程無法精確掌控三元系統的成分，以追求良率的半導體業來說，需要克服的問題還很多，因此容易掌握成分的含錫二元合金系統受到高度的注目，像錫銀(Sn-Ag)、錫銅(Sn-Cu)、錫鋅(Sn-Zn)、錫鉍(Sn-Bi)、錫銦(Sn-In)等等。

而在這眾多的無鉛鉛錫之中，根據 Tomlinson 與 Fullylove[1]對許多以錫為基底的無鉛鉛錫做強度的比較，發現銀的添加會與錫形成微小的 Ag_3Sn 介金屬化合物粒子，散佈在鉛錫的晶界上，達到分散強化的效果，因此相較於其他的無鉛鉛錫，錫銀鉛錫有著最高的強度；在疲勞測試方面，更有

著不輸共晶錫鉛的抗疲勞性質；至於抗腐蝕方面，也有不錯的表現，整體而言，是很有可能成為未來三維整合封裝技術的主流接點材料。然而由於錫是體心正方(Body-Centered Cubic , BCC) 的晶體結構[9]，所以它對於機械及電性的表現是非等向性的，原子在錫的 C 軸有較快的擴散速率，導致非均質的介金屬化合物生成。

有研究指出當銀濃度達到 3.5wt% 時，會開始析出大塊的片狀 Ag_3Sn [10]，造成高應力的區域，產生破壞，因此在使用錫銀鉛錫的前提，就是要降低銀的含量[11]，避免片狀 Ag_3Sn 的生成。而本研究使用 Sn2.3Ag 的用意也在於此。



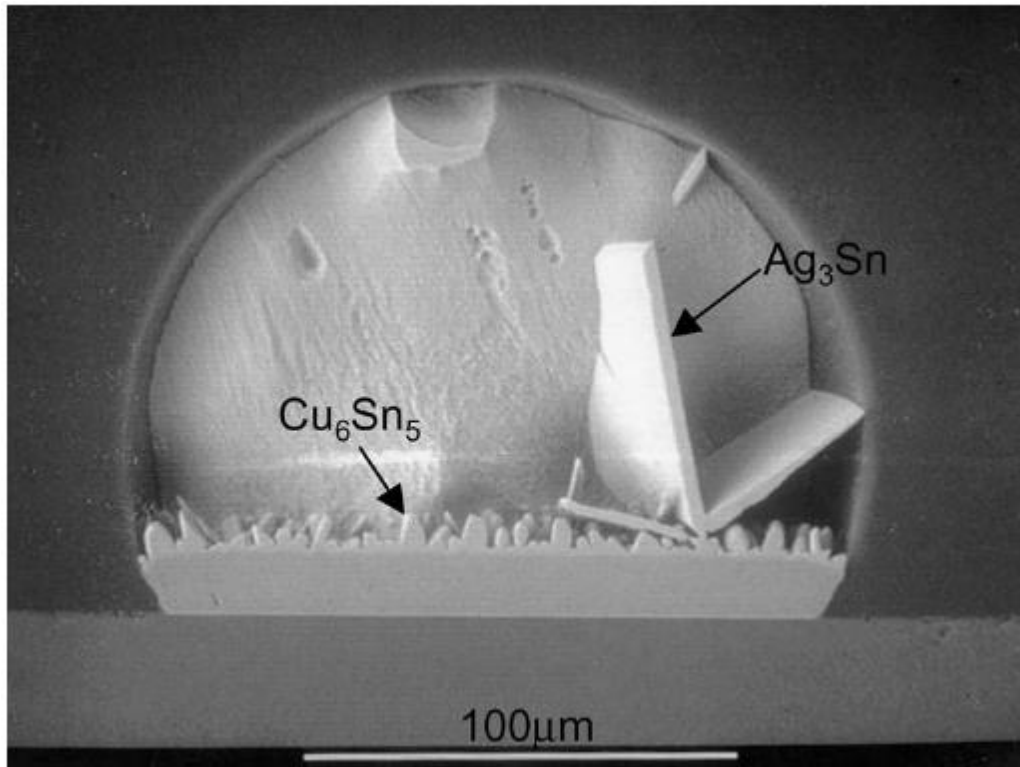


圖 2-2-1 深度蝕刻後的片狀 Ag_3Sn 形貌[12]。

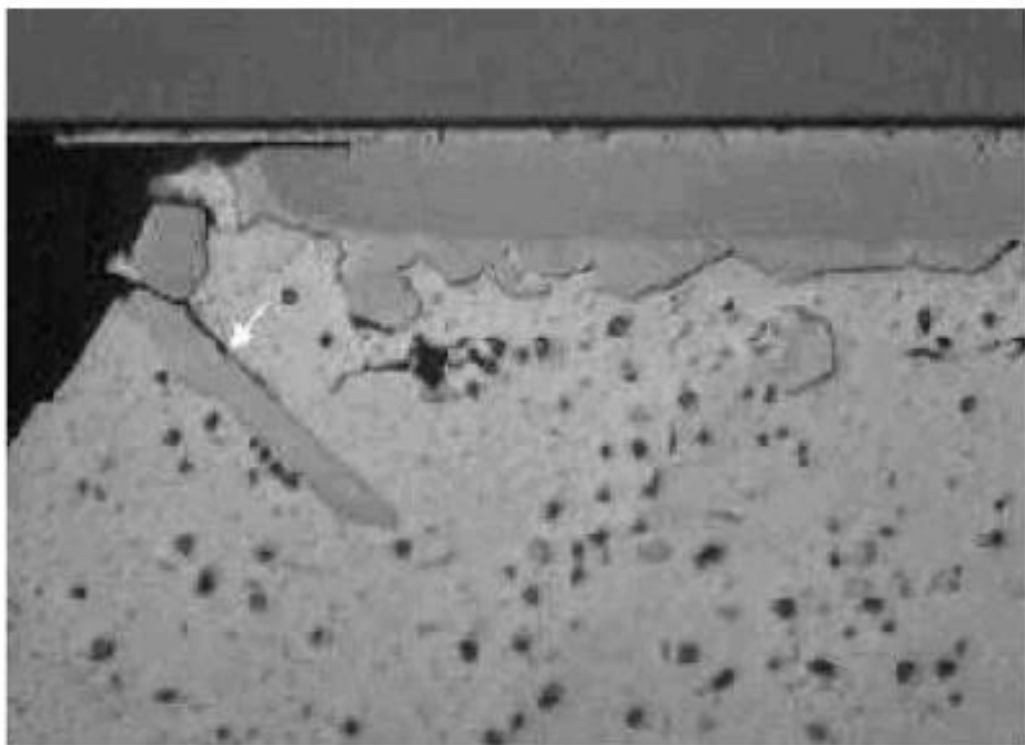


圖 2-2-2 片狀 Ag_3Sn 析出導致局部高應力處產生使得接點產生裂縫[12]。

2-3 微接點的體積效應

隨著封裝技術的演進，所需要的接點尺寸也越來越小，其體積的縮減從早期的錫球陣列封裝(Ball Grid Array , BGA)錫球，直徑 250 μm 間距 500 μm ，到微凸塊錳錫錫球直徑 30 μm 間距 60 μm ，接點的流變圖如下所示。由於錳錫體積的縮減，在接點處產生的微結構變化與反應將更顯著的影響到整個接點的材料特性，尤其在機械性質方面。

Chandra Rao 等人[13]針對微凸塊的體積效應與機械性質做了一系列探討，在銅金屬墊層上電鍍 50 μm 與 200 μm 厚的純錳，接著進行多次的迴錳測試，發現 50 μm 的微凸塊其介金屬化合物的成長速率比 200 μm 來的快，而 Choi 等人[14]與 Huebner 等人[15]也有類似的研究報導，認為體積較小的錳可以在較短的時間達到銅濃度的飽和，因而加速介金屬化合物的形成，並針對錳錫的體積縮減，直觀的提出兩個重要觀點:1.錳錫與 UBM 間介金屬化合物的成長變得很重要。2.介金屬化合物的體積將佔據大部分的錳錫體積。而 Islam 等人[16]使用 Sn3.5Ag0.5Cu 錳錫針對不同錳錫體積與銅墊層做探討，認為錳錫與銅墊層的接觸表面積對錳錫體積的比越大，其介金屬化合物的形成速率越快。

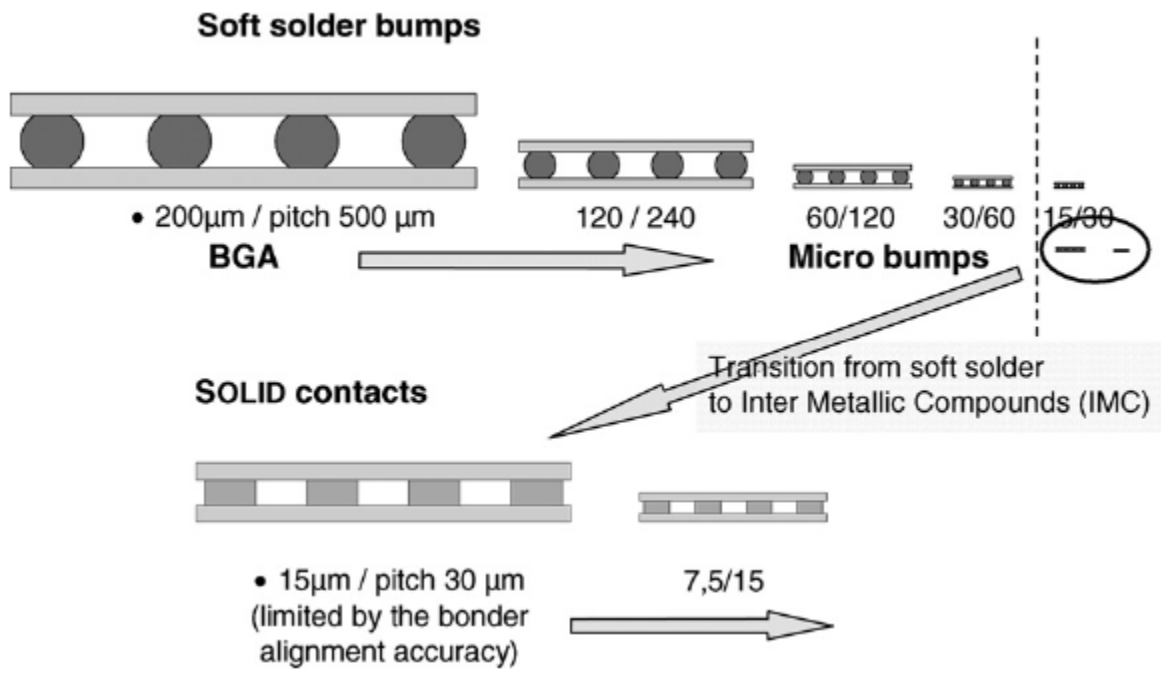


圖 2-3-1 接點的幾何結構與體積的流變圖[15]。



2-4 熱循環測試與常見的破壞現象

熱循環測試是業界最常用來鑑定產品可靠度的指標之一，以確保在極端的操作環境下仍具有可靠的產品功能性，也就是說，任何的電子產品在出廠之前，其內部的電子零件都必須通過熱循環的可靠度測試，而在整個半導體封裝中，扮演連接角色的接點是容易產生破壞的地方，而在積極發展三維封裝的現今，錫錫微接點可靠度變得更為重要，任何以往在 BGA 尺寸所觀察到的細微破壞，對於微凸塊接點來說，都是需要重視的可靠度議題。

在熱循環測試中，影響的變因有循環溫度範圍(Temperature Range)、溫升速率(Ramp Rate)和持溫時間(Dwell-time)，溫度的範圍越大，代表測試的環境越嚴苛，通常破壞也會越早發生，而 Mattila 等人[17]針對熱循環測試的參數對於錫錫接點的壽命週期(Lifetimes)與破壞機制影響中指出，當持溫時間增加，將會降低破壞發生的循環次數(Cycles To Failure , CTF)，至於增加溫升速率，對於 CTF 並沒有顯著的影響，但會明顯的減少破壞發生的時間(Time To Failure , TTF)。

2-4-1 蠕變現象(Ratcheting)

熱循環測試是屬於應變速率較慢的一種可靠度測試，相較於應變速率高的掉落測試(Drop Test)與衝擊測試(Impact Test)，鉚錫在熱循環的過程中，有足夠的時間去完成整個塑性應變的過程，Darveaux 等人[18]在研究鉚錫接點的裂縫起始與成長中發現，Sn0.7Cu 的鉚錫接點經過一定次數的熱循環測試後，於側視圖中的鉚錫邊緣上觀察到蠕變現象，原本平滑的鉚錫邊緣，變成了參差不齊的曲面，並指出在鉚錫接點中，在潛變行為(Creep Behavior)、構裝剛度(Assembly Stiffness)與熱循環曲線的交互作用下，使得應力應變遲滯迴線圖(Stress-strain Hysteresis Loop)不為封閉[19]，也就是說在每一次的熱循環中，都會有少量的永久應變(Permanent Strain)在鉚錫接點中累積，而這些微小的應變量經過百次甚至千次加總，將會改變鉚錫接點的形貌。

2-4-2 疲勞裂縫(Fatigue Crack)

不同的材料間有不一樣熱傳導特性，通常用熱傳導係數(Coefficient of Thermal Expansion , CTE)來代表材料受冷熱影響的程度，而在一個完整的半導體封裝中，包含著許多不同的材料彼此連結，建構出一套複雜的熱傳導系統，而傳統的覆晶封裝，在接點的兩端，一端是矽晶片，CTE 為 $2.8\text{ppm}/^{\circ}\text{C}$ ，另一端為高分子基板，常見為 FR-4，CTE 為 $18\text{ppm}/^{\circ}\text{C}$ [20]，而且高分子基板的面積遠大於矽晶片的面積，因此在整個封裝的架構中，接點的兩端存在著相當大的熱膨脹係數不匹配(CTE Mismatch)，在經過冷熱不斷地交替的環境中，相當於施予一個反覆的應力，而導致鉅錫接點處在變動的應力應變的環境下，進而產生疲勞裂縫。而在直通矽穿孔中的微接點，其兩端均為矽晶片，不像覆晶封裝中存在熱膨脹係數不匹配的情形，但由於晶片是三維的層層堆疊，其熱傳導系統將更為複雜，Wright 等人[21]研究 microbump 於矽基板的覆晶封裝的各項可靠度測試，意即 microbump 兩端都是矽基板，但仍然觀察到疲勞裂縫的現象，但並沒有徹底研究破壞發生的起始，可見在三維的封裝技術當中，因熱循環產生的疲勞裂縫仍然是相當重要的可靠度議題。

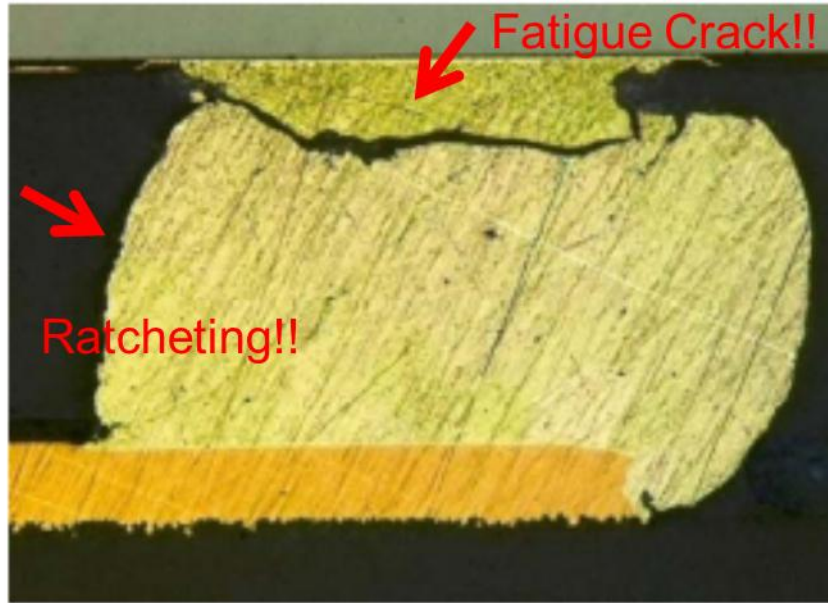


圖 2-4-1 Sn0.7Cu 錫鉛邊緣經熱循環測試後產生的疲勞裂縫與蠕變現象 [19]。

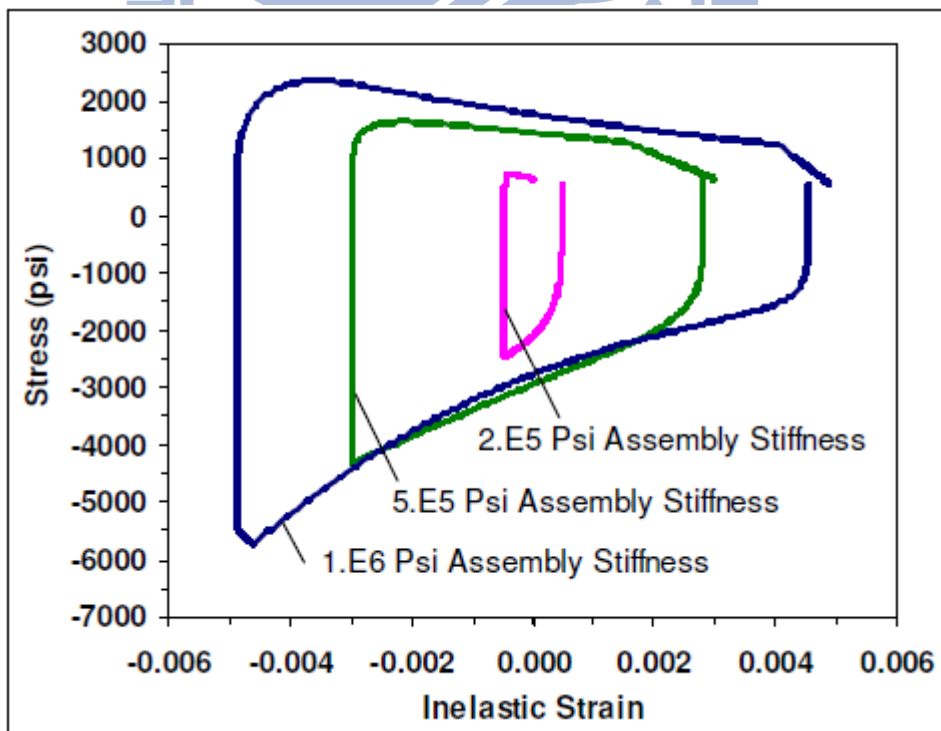


圖 2-4-2 Sn-3.5Ag 不同構裝剛度對於應力-非彈性應變的遲滯迴線圖 [19]。

2-5 介金屬化合物對於微接點的影響

對於所有的鉛錫接點而言，要成功的扮演好連接的角色，首要的條件就是要有介金屬化合物的生成，提供鉛錫與金屬墊層間的良好接合，但介金屬化合物的生成並不是一個靜止的反應，會隨著電子產品的使用而不斷的產生變化，而且從許多的文獻中可以得知[22-25]，過去的研究認為介金屬化合物屬於脆性材料。但事實似乎並非如此？

Lee 等人於 2007 年的 Electronic Components and Technology Conference(ECTC)上提出了一個有趣的觀點[26]，並將常見介金屬化合物特性做了個整理如下表所示。首先從脆的定義發想，從各種版本的字典中都可以查到，“脆”指的就是“容易破壞”，介金屬化合物的確具有高硬度以及高熔點，但並沒有明確的指標可以代表脆性，將覆晶封裝中常見的破壞作個整理後發現，破壞的表面或介面可以大致上可區分成四種：1.鉛錫內部、2.鉛錫與介金屬化合物的界面、3.介金屬化合物內部、4.介金屬化合物與金屬墊層的界面，在以上四種分類，只有第三種可能與介金屬化合物的脆性有關，但從文獻找尋的過程中，我們可以發現，第三種情形通常都是發生在具有多種介金屬化合物的結構中，且破壞絕大部分都是發生在不同介金屬化合物的界面，而非單一介金屬化合物內部，也就是說直到現在，依然沒有直接的實驗數據可以證實介金屬化合物的脆性，也就是說不論破壞發

生在何種介面，都與介金屬化合物的脆性無關。從以上論述可得知，對於介金屬化合物的脆性，還有很多疑點等待我們去釐清。

Properties	Copper	96.5Sn3.5Ag	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn	Ni ₃ Sn ₄	AuSn ₄
Melting Point (°C)	1,083	221	415	676	796	252
Density (g/cc)	8.94	7.4	8.28	8.90	8.65	
Thermal Conductivity (watt/cm-K)	3.862	0.78	0.341	0.704	0.196	
Electrical Conductivity (/Ωcm)	5.88x10 ⁵	0.812x10 ⁵	0.57x10 ⁵	1.12x10 ⁵	0.35x10 ⁵	
Thermal Expansion Coeff. (/°C)	16.42x10 ⁻⁶	22.2x10 ⁻⁶	16.3x10 ⁻⁶	19.0x10 ⁻⁶	13.7x10 ⁻⁶	19.3x10 ⁻⁶
Yield Strength (psi)	10,000	3,600				
Ultimate Tensile Strength (psi)	32,000	5,000~7,000	.			
Fracture Toughness (MPa/m ^{1/2})			2.80	5.72	4.22	2.50
Young's modulus (GPa)	129.8	52.73	85.56	108.3	133.3	71
Poisson's ratio	0.339	0.36	0.309	0.299	0.330	0.31
Hardness** (Vickers)	37 (Brinell)	14.8 (Brinell)	378	343	365	59.2

表 2-5-1 Cu, Sn3.5Ag 鉛錫與四種微凸塊中常見介金屬化合物的關鍵性質整理[26]。

	Crystal structure	Lattice constant
Cu	Face-centered cubic	a = 3.61509 Å
Sn	α phase: Face-centered cubic β phase: Body-centered tetragonal	α phase: a = 6.4912 Å β phase: a = 5.8314 Å, c = 3.1815 Å
Ni ₃ Sn ₄	Monoclinic	a=12.472Å, b=4.069 Å, c=5.293 Å, β=101°51'
Cu ₆ Sn ₅	Monoclinic	a=11.022Å, b= 7.282Å, c= 9.827Å, β=98.84°
Cu ₃ Sn	Hexagonal	a=2.753 Å, c=4.385 Å
AuSn ₄	Orthorhombic	a = 6.45 Å, b = 6.49 Å, c = 11.60 Å

表 2-5-2 Cu, Sn3.5Ag 與四種介金屬化合物的晶體結構與晶格常數[26]。

2-6 有限元素分析(Finite Element Analysis , FEA)

有限元素分析是最常被用來模擬鉅錫接點中的電流分布、熱傳導和應力應變分布等等，進而探討電遷移、熱遷移與其它的可靠度議題，對於預測與瞭解材料在使用過程中可能會產生的問題，提供了相當有力的佐證。

電子產品在使用過程中的開開關關，對於鉅錫接點而言，都是一種不斷升溫與降溫的變動環境，在反覆冷熱循環產生的應變下，鉅錫接點容易產生疲勞破壞，因此精準預測鉅錫接點的疲勞壽命，一直是業界努力的目標，在過去，有相當多的研究報導，主要目的就是希望能建立一套預測破壞發生的模型，Lee 等人[27]將文獻中報導過14種主要的破壞模型，整理並歸類成5大類，分別為：基於應力、基於塑性應變、基於潛變應變、基於能量和基於損傷，另外將疲勞模型歸類到第六類的其他經驗模型中。對於利用FEA來模擬接點經熱循環測試的應力應變分布，在選擇模型上提供了相當有用的資訊，Pang 等人[28]利用FEA來探討flip-chip-on-board (FCOB)經熱循環測試後的可靠度分析，發現利用3維建構的模型比起2維更能準確預測鉅錫接點的疲勞壽命。

然而早期BGA等級的接點尺寸很大，可以針對單一顆鉅錫接點進行可靠度測試，破壞的鑑定上也只需要利用到光學顯微鏡，在實驗數據的收集上相當容易，因此有大量的實驗數據可以配合FEA模擬的結果，然而到了microbump的接點尺寸，各項實驗數據的收集變得相當困難，在破壞的鑑定

上相當費時，整體而言，要建立一套客觀的實驗方式，還有相當的難度，因此利用FEA來建立microbump的破壞模型是目前的當務之急，如何建構有限元素模型並從實驗上取得校正用的資料變的相當重要。

Fatigue model	Equation nos.	Model class	Applicable packages	Required parameters	Coverage	Constants
1 Coffin-Manson	2	Plastic strain	All	Plastic strain	Low cycle fatigue	$c = \text{constant}$, $\epsilon'_f = \text{fatigue ductility coefficient}$
2 Total strain (Coffin-Manson-Basquin)	3	Plastic strain + elastic strain	All	Strain range	High and low cycle fatigue	$b = \text{fatigue strength exponent}$
3 Solomon	4	Plastic shear strain	All	Plastic shear strain,	Low cycle fatigue	$c = \text{fatigue ductility exponent}$ $a'_f = \text{fatigue strength coefficient}$ $\epsilon'_f = \text{fatigue ductility coefficient}$ $\alpha = \text{constant}$ $\theta = \text{inverse fatigue ductility coefficient}$
4 Engelmaier	5	Total shear strain	Leaded and leadless, TSOP	Total shear strain	Low cycle fatigue	$c = -0.442 - 6e^{-4T_s} + 1.74e^{-2\theta(1+f)}$ $T_s = \text{mean cyclic solder joint temp (}^\circ\text{C)}$ $f = \text{cyclic frequency (cycles/day)}$, $2\theta = 0.65$
5 Miner	6, 7	Superposition (plastic and creep)	PQFP, FCOP w/ fill	Plastic failure and creep failure	Plastic shear and matrix creep	$N_p = \text{plastic failure}$, $N_c = \text{creep failure}$
6 Knecht and Fox	8	Matrix creep	All	Matrix creep shear strain	Matrix creep only	$c = 890\%$
7 Syed	9	Accumulation of creep strain energy	PBGA, SMD, NSMD	gbs energy and mc energy	Implies full coverage	$E_{p,acc} = \text{accumulated equivalent creep strain/cycle}$ $E_{m,acc} = \text{accumulated equivalent matrix creep/cycle}$
8 Dasgupta	10	Total strain energy	LLCC, TSOP	Energy	Joint geometry accounted for	$\Delta W_{total} = \text{total strain energy density}$ $W_0 = 0.1573$, $k = -0.6342$
9 Liang	11	Stress/strain energy density based	BGA and leadless joints	Energy	Constants from isothermal low cycle fatigue tests	C and $m = \text{temperature dependent material constants}$
10 Heinrich	12, 13	Energy density based	BGA	Energy	Hysteresis curve	$W_{ox} = \text{stress strain hysteresis energy}$
11 Darveaux	14	Energy density based	Leadless, PBGA	Damage + energy	Hysteresis curve	$\Delta W = \text{viscoplastic strain energy/cycle}$
12 Pan	17	Strain energy density	LCCC	Strain energy density and plastic energy density	Hysteresis curve	$a = \text{total possible crack length}$ $da/dN = \text{crack growth}$, $N_o = \text{crack initiation}$ $C = \text{strain energy density}$
13 Stolkarts	18	Damage accumulation	All	Damage	Hysteresis curve and damage evolution	$E_p = \text{plastic strain creep energy density/cycle}$ $E_c = \text{creep strain energy density/cycle}$ $d = 0.5 \text{ for solder (damage parameter)}$
14 Norris and Landzberg	19	Temperature and frequency	All	Temperature frequency	Test condition versus use conditions	$k = \text{material constant}$ $u = \text{t-test f-frequency}$ $T = \text{temperature}$ $\phi_u/\phi_t = \text{isothermal fatigue life ratio}$

表 2-6-1 14 種鉛錫接點破壞模型整理[27]。

第三章 實驗方法

3-1 不同金屬墊層結構的試片

本研究所使用的試片，是在矽基板上沉積不同的金屬墊層，為了避免金屬墊層在反應時與矽晶片擴散反應，因此在金屬墊層與矽晶圓之間，濺鍍了一層薄薄的鈦金屬(厚度約 1000 \AA)，做為擴散的阻障層(Diffusion Barrier)，而這層鈦金屬，亦可做為與金屬墊層的黏結層(Adhesion Layer)，此外，為了使電鍍金屬與鈦金屬有良好的接著，在電鍍之前，先在鈦金屬上，濺鍍了一層薄薄的銅(厚度約 2000 \AA)作為電鍍晶種層(Electroplating Seed Layer)，以利之後的電鍍。而錫銀鉛錫亦是以電鍍的方式鍍在凸塊金屬墊層上，錫銀合金的成分為 Sn-2.3wt%Ag，所有試片結構整理於表 3-1-1 中。

本實驗的晶片大小為 $2.3 \text{ mm} \times 2.3 \text{ mm}$ ，鉛錫的間距(Pitch) 為 $200 \mu\text{m}$ ，鉛錫凸塊金屬墊層的直徑為 $100 \mu\text{m}$ ，所有試片均已在 260°C 迴鉛(Reflow) 一分鐘以固定鉛錫。

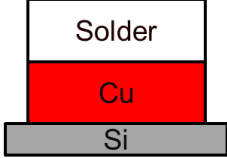

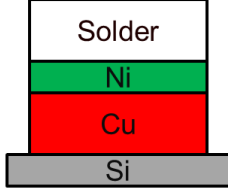
試片結構			
金屬墊層	電鍍銅(20 μm)	電鍍鎳(3 μm)	電鍍銅(20 μm)+電鍍鎳(3 μm)
所有試片皆已在260 $^{\circ}\text{C}$ 迴錫一分鐘			

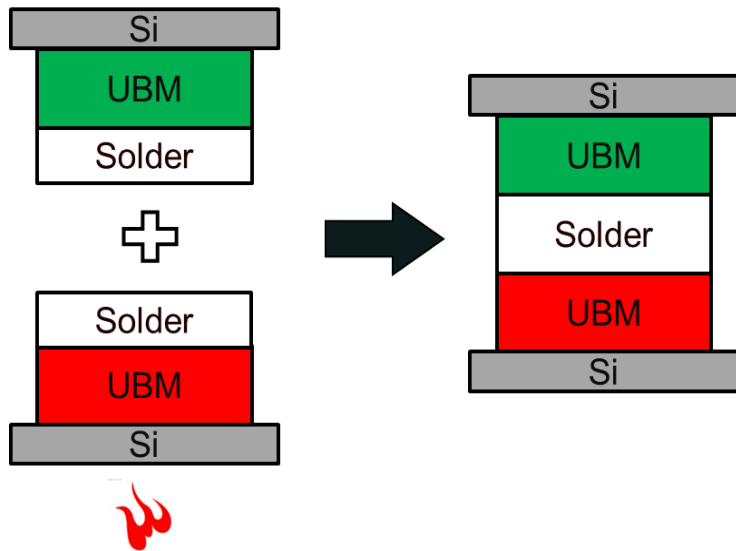
表 3-1-1 不同 UBM 結構試片示意表。



3-2 樣品製備

本實驗利用三種 UBM 結構的試片，然後搭配不同的銲錫高度，對接出一系列不同 UBM 組成與不同接點高度的樣品來進行熱循環測試，為確保不受晶片形狀因子的影響，微接點上下兩端的晶片大小必須相等且形狀完整，在進行接合前，將所需要的不同結構的晶圓進行晶圓切割(Die Saw)，以確保每片試片的大小皆相同。

接著為了確認晶片上所有的微接點都能完整接合，本實驗樣品利用紅外線波段可穿透矽基板此一特性來確認每顆 microbump 接合情形，使用紅外線顯微鏡(Infrared Microscopy)搭配加熱源來進行 microbump 的接合，在進行接合前，利用紅外線顯微鏡來對準所有接點的位置，然後提高加熱源溫度，當溫度一達到 260°C,開始計時三分鐘並上助銲劑(Flux),在接合過程中持續觀測所有接點的接合情形，所以全部的樣品再進行熱循環測試前已經經過相當於四分鐘迴銲效果的熱處理(試片電鍍製程後一分鐘迴銲加上對接過程的三分鐘迴銲)。樣品製備示意圖如下圖所示。所有樣品條件整理於下表。



Bonding:
With flux, 3 min @ 260 °C
(Aligned by Infrared Microscopy)

圖 3-2-1 樣品製備示意圖。

試片結構				
Solder Height	Low : ~10um	Low : ~10um	Low : ~10um	Ultra Low : ~4um
		High : ~40um	High : ~40um	Low : ~10um
Reflow Time (min) @ 260 °C	0.3.5.10.15.20	0.5.10.30	0.5.10.30	Ultra Low : 0.10.30
				Low : 0.30.180
TCT test (Cycles)	1000	1000, 2000	1000, 2000	2000

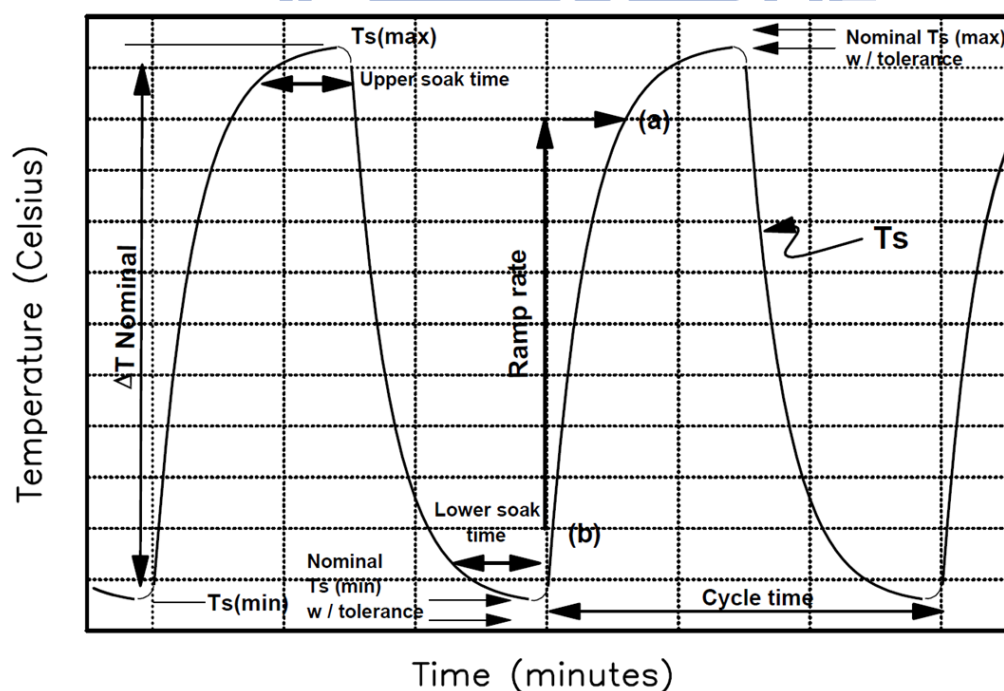
表 3-2-1 樣品結構與測試條件總表。

3-3 迴鍍熱處理

在樣品製備完成後，利用烘箱(Oven)作為熱源，在溫度為 260°C 下進行迴鍍熱處理，並針對不同條件的樣品去設計迴鍍測試的時間，訴求是比較兩端介金屬化合物在沒有接合、部分接合和完全接合下的情況去做比較，Cu/Solder/Cu 與 Ni/Solder/Cu 的 $10\ \mu\text{m}$ 鍍錫高度下，迴鍍時間為0、5、10和30分鐘，在10分鐘左右，就能看到部分的介金屬化合物開始接合，而30分鐘就能達到大部分接合的效果，而在 $40\ \mu\text{m}$ 鍍錫高度下，與 $10\ \mu\text{m}$ 鍍錫高度設計一樣的熱處理時間來當作對照組，在Ni/Solder/Ni系列中，由於Ni墊層與鍍錫的反應相較於銅墊層而言，慢了許多，因此在鍍錫高度上做了調整，設定為 $4\ \mu\text{m}$ 左右，迴鍍時間為0、10和30分鐘，而對照組則選擇 $10\ \mu\text{m}$ 的鍍錫高度，迴鍍時間則變成0、30和180分鐘。

3-4 熱循環測試

最後將迴鍍處理過後的所有樣品送至工研院，利用單槽式的氣態溫度循環測試機(Air to Air Temperature Cycling)進行 1000~2000 cycles 的熱循環測試，測試的條件遵照著 JEDEC(**J**oint **E**lectron **D**evice **E**ngineering **C**ouncil , JEDEC) Temperature Cycling 規範[29]的標準，採用最嚴苛的測試條件，測試的溫度區間為 -55°C 到 125°C ，溫升為每分鐘 15°C ，在最高溫度與最低溫度的持溫時間為 5 分鐘，完整的一個熱循環測試下來耗時 30 分鐘。測試的溫度曲線示意圖與測試條件如下圖所示。



Test Conditions: $-55^{\circ}\text{C} \sim 125^{\circ}\text{C}$, Ramp rate $15^{\circ}\text{C}/\text{minute}$, Dwell time 5mins. 2 cycles/hr.

圖 3-3-1 熱循環測試溫度曲線圖。

3-5 微結構觀測

由於本實驗中的樣品沒有灌入底部填充膠，因此做完熱循環測試的樣品，必須泡入專用於金相切片的冷鑲埋液中，待冷鑲埋液硬化後取出，避免沒有灌入底部填充膠試片在研磨過程中裂開，再分別以 80、1000、2000、4000 號砂紙研磨到試片上端最靠近邊緣的一排，共有九顆 microbump，從最左邊開始編號 L1 到 L9，接著以 1 μm 及 0.3 μm 的氧化鋁粉(Aluminum Oxide Suspension)進行表面的拋光處理，為了使介金屬化合物與錒錫的冶金反應介面更容易觀察，拋光處理的最後，會加入 pH 9.8 的矽酸膠(Colloidal Silica)微腐蝕液，稍加蝕刻約一分鐘，使金屬墊層與錒錫的冶金反應介面更為明顯。最後利用光學式顯微鏡(Optical Microscope, OM)來做初步的觀察並確定其研磨狀態。研磨位置示意圖如下圖所示。

在完成分析前的處理工作後，先使用光學式顯微鏡觀察每一個微接點側視圖的形貌，由於光學顯微鏡的景深不是很大，往往無法將整顆錒錫內部的形貌顯現出來，但足以提供像研磨狀況、大致的破壞位置和需要進一步分析的部分等等訊息，是故，經由光學顯微鏡觀察完的試片，會再放入電子顯微鏡做進一步的觀察，觀察之前會先利用濺鍍(Sputter)的方式鍍上一層鉑(Pt)，以改善試片表面的導電度及保護表面不受氧化。本研究所使用的電子顯微鏡為熱場發式電子顯微鏡(Field Emission Scanning Electron Microscope , FESEM)，廠牌為日本電子光學株式會社(Japan Electron Optics

Laboratory, JEOL), 型號為: JEOL_JSM-6500F, 場發射電子槍。由於試片表面的起伏會影響二次電子(Secondary Electron)產生的數量, 因此, 藉由二次電子影像, 可以很清楚的呈現整顆鉛錫的表面形貌。而背向散射電子則對質量敏感, 其產生的數量, 會因不同元素的差異而有所差異, 可以更清楚的區別不同成分的介金屬化合物, 對於疲勞裂縫的觀察也更加清晰。利用二次電子影像(Secondary Electron Image, SEI)與背向散射電子影像(Backscatter Electron Image, BEI)根據不同需求來作為觀測的影像, 大部分的觀測會以 BEI 為主。

在觀察完鉛錫表面的形貌之後, 利用 SEM 附加的 INCA 公司之X光能量分析圖譜(Energy Dispersive Spectroscopy, EDS), 作為特定區域 IMC 成分分析之依據, 而X光能量散分析儀可以提供半定性半定量, 點掃描、線掃描以及面掃描的分析。

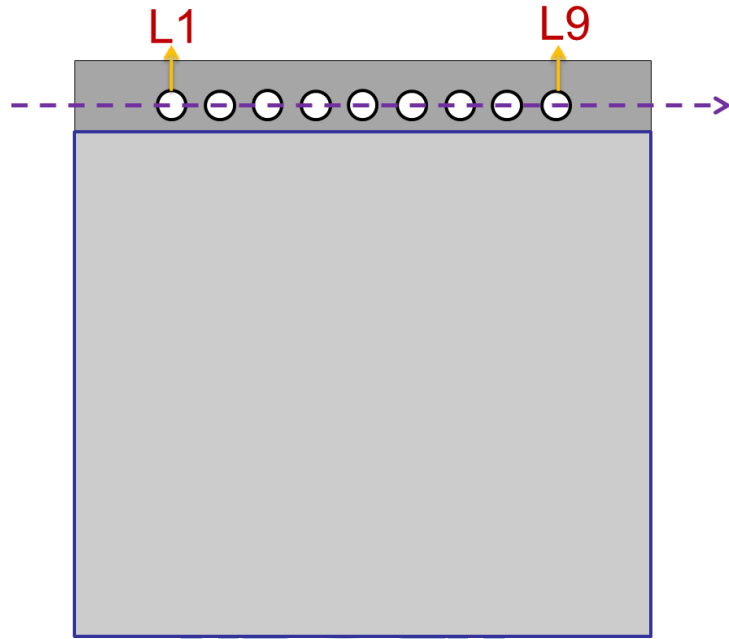


圖 3-4-1 研磨位置示意圖。



第四章 結果與討論

本章節大致上分為四個部分來分析 microbump 經熱循環測試後的破壞模式，首先討論迴錒熱處理時間對於三種不同系統的 microbump 的影響，接著改變錒錫高度探討破壞模式的改變，再來是針對各種 UBM 組成的 microbump 做可靠度評估，最後利用有限元素分析來模擬 microbump 在熱循環測試過程中，應力與應變的分布，藉此來佐證前三小節的結果。

4-1 迴錒熱處理時間的影響

在進行熱循環測試前，利用烘箱作為熱源，在溫度為 260°C 下進行迴錒熱處理，使其在液態下進行冶金反應，生成 IMC，並控制時間長短來改變介金屬化的程度，最後幾乎完全形成 IMC 的 microbump，藉此來了解介金屬化程度對於 microbump 經熱循環測試後是否造成破壞模式的改變。

4-1-1 Cu/Sn2.3Ag/Cu System

圖 4-1-1 為 Cu/Sn2.3Ag/Cu 的 microbump 接合完成後，在 260°C 進行 0、5、10、30 分鐘的迴錒熱處理，尚未進行熱循環測試的側視圖，錒錫高度控制在約 10 μm ，在兩端銅與錒錫的界面均生成扇貝狀 Cu_6Sn_5 的介金屬

化合物，而在銅與 Cu_6Sn_5 之間還有一層薄薄的 Cu_3Sn ，由於銅墊層與鉛錫的反應速率很快，在 10 分鐘過後，兩端的 Cu_6Sn_5 開始接合，到了 30 分鐘，已經完全轉變成 IMC 接點，只剩下少部分由於過高的銀濃度而無法轉變成 IMC 的殘留鉛錫。

不同介金屬化的樣品經過 2000 次的熱循環測試後的結果如圖 4-1-2 到圖 4-1-5，比較在熱循環前後的樣品，測試後的樣品，鉛錫邊緣受到冷熱交替所產生的應力作用，產生了蠕變現象，從原先的平滑變成參差不齊甚至有擠出的現象。從圖 4-1-2 與 4-1-3 中，可以明顯地觀察到在兩端 IMC 尚未接合的情況下，在兩端與鉛錫的界面均有裂縫的產生，而在 10 分鐘 IMC 開始接合的樣品，則可以觀察到裂縫依然產生於 Cu_6Sn_5 與鉛錫的界面(如圖 4-1-4)，但有些裂縫是發生在鉛錫內部(如圖 4-1-4-c)，至於完全轉變成介金屬化合物的 microbump 則沒有發現任何的破壞產生。

$\text{Cu}/\text{Sn}2.3\text{Ag}/\text{Cu}$ 系統的 microbump，經過熱處理後，轉變成 $\text{Cu}/\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Sn}2.3\text{Ag}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$ 的結構，由於 IMC 具有良好的硬度與強度，因此鉛錫部分成為此結構中最弱的區域，在 2000 次的循環過後，累積的應變量除了使得鉛錫邊緣產生蠕變，同時也在 $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Sn}2.3\text{Ag}$ 的界面產生疲勞裂縫，而在 IMC 開始接合後，疲勞裂縫則是發生在鉛錫內部，當 microbump 幾乎完全轉變成 IMC 的接點後，能有效的抑制疲勞裂縫的成長。

在這個系列中，最值得探討的部分就是迴錫十分鐘後的樣品，樣品處於部分 IMC 接合的條件下，為了找出 IMC 能抑制疲勞裂縫的有力證據，針對此樣品做了更多的分析，因而找到在同一顆 microbump 的兩端，一端為 IMC 接合並有效抑制裂縫成長，另一端則為尚未接合且裂縫沿著 IMC/Solder 的界面成長，如圖 4-1-6 所示。

將此系統中所有觀察到的側視圖統計後發現，IMC 在接合之前，所有的 microbump 側視圖都能看到裂縫的產生，而 IMC 開始接合之後，發現裂縫的機率開始下降，最後完全轉變成 IMC 的 microbump 中，裂縫的蹤跡完全消失，將尚未接合的樣品定義為 0% 的 IMC Bridging，而只要有一小部分的 IMC 接合，分別計算其所有尚未轉變成 IMC 的面積與 IMC 加上錫鉛的所有面積，最後將 IMC 面積除上所有面積，去計算出 IMC 接合體積的比例，在統計各個條件下發現裂縫的機率，迴錫 10 分鐘，IMC 接合程度為 70% 左右的樣品，裂縫發現的機率由 100% 下降到 33%，而迴錫 30 分鐘，IMC 接合程度為 90% 的樣品，裂縫發現機率降至 0%，結果如圖 4-1-7，藉由這樣一個簡單的估算，就能明顯觀察到 IMC 接合抑制裂紋成長的效果。

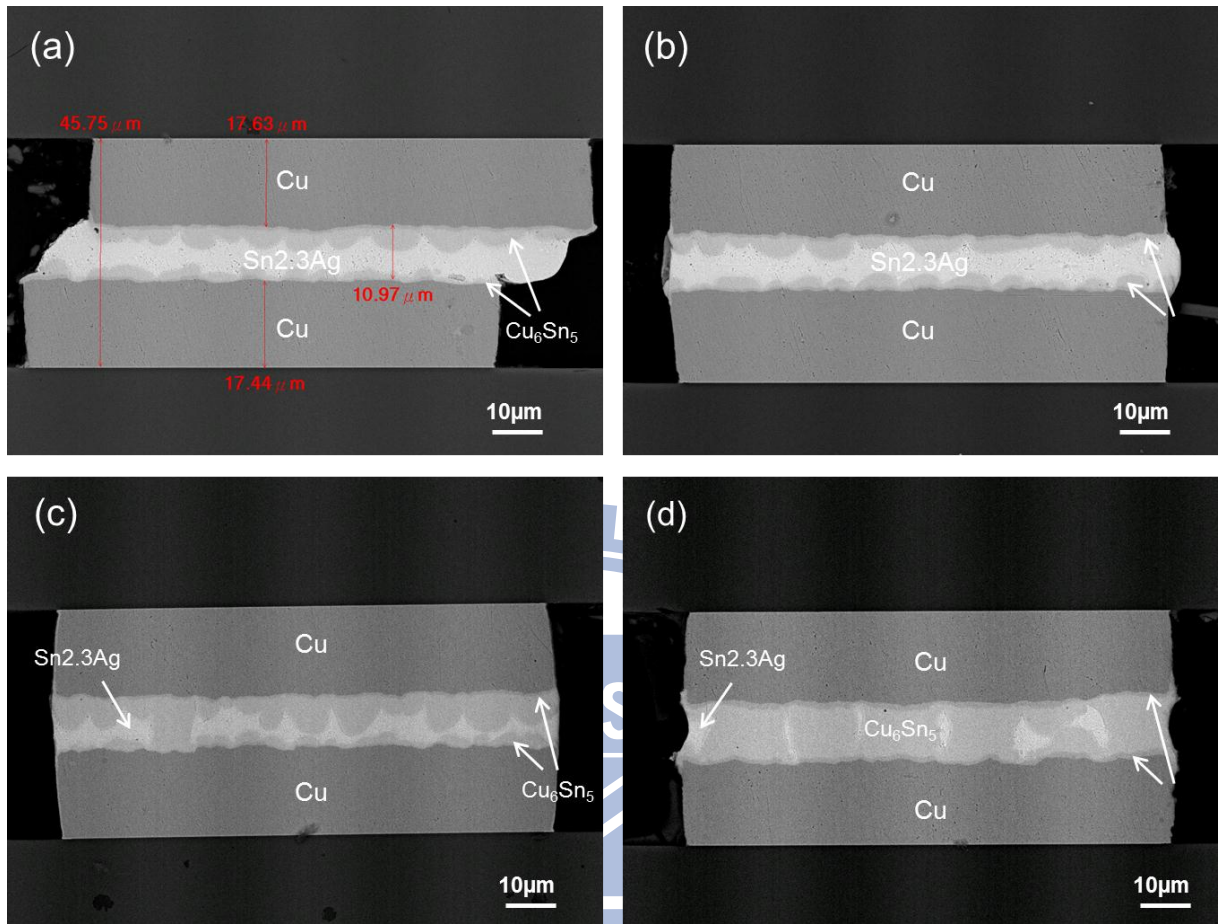


圖 4-1-1 Cu/Sn2.3Ag/Cu 在熱循環測試前經(a) 0分鐘 (b) 5分鐘(c) 10分鐘 (d) 30分鐘 迴鉦熱處理的 BEI 側視圖。

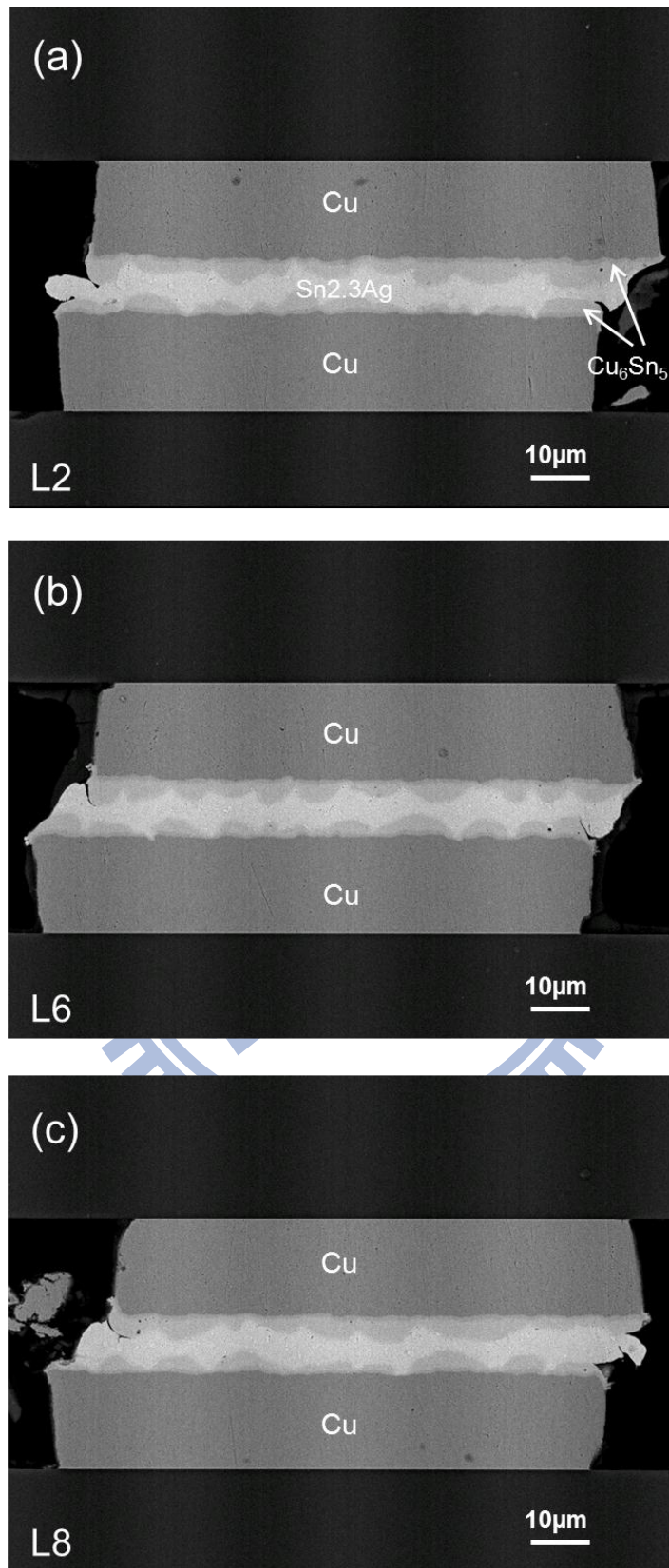


圖 4-1-2 Cu/Sn2.3Ag/Cu 迴錒 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L2 (b) L6 (c) L8。

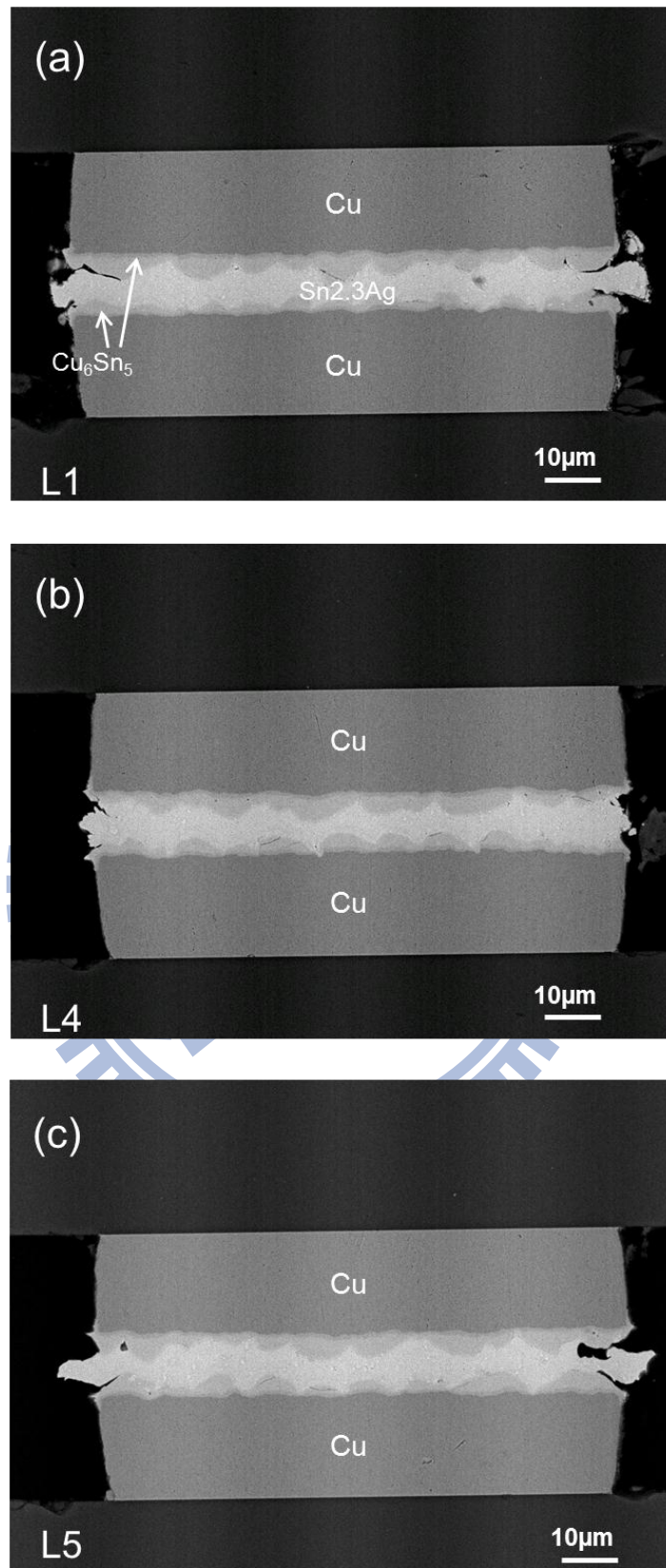


圖 4-1-3 Cu/Sn2.3Ag/Cu 迴錫 5 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1 (b) L4 (c) L5。

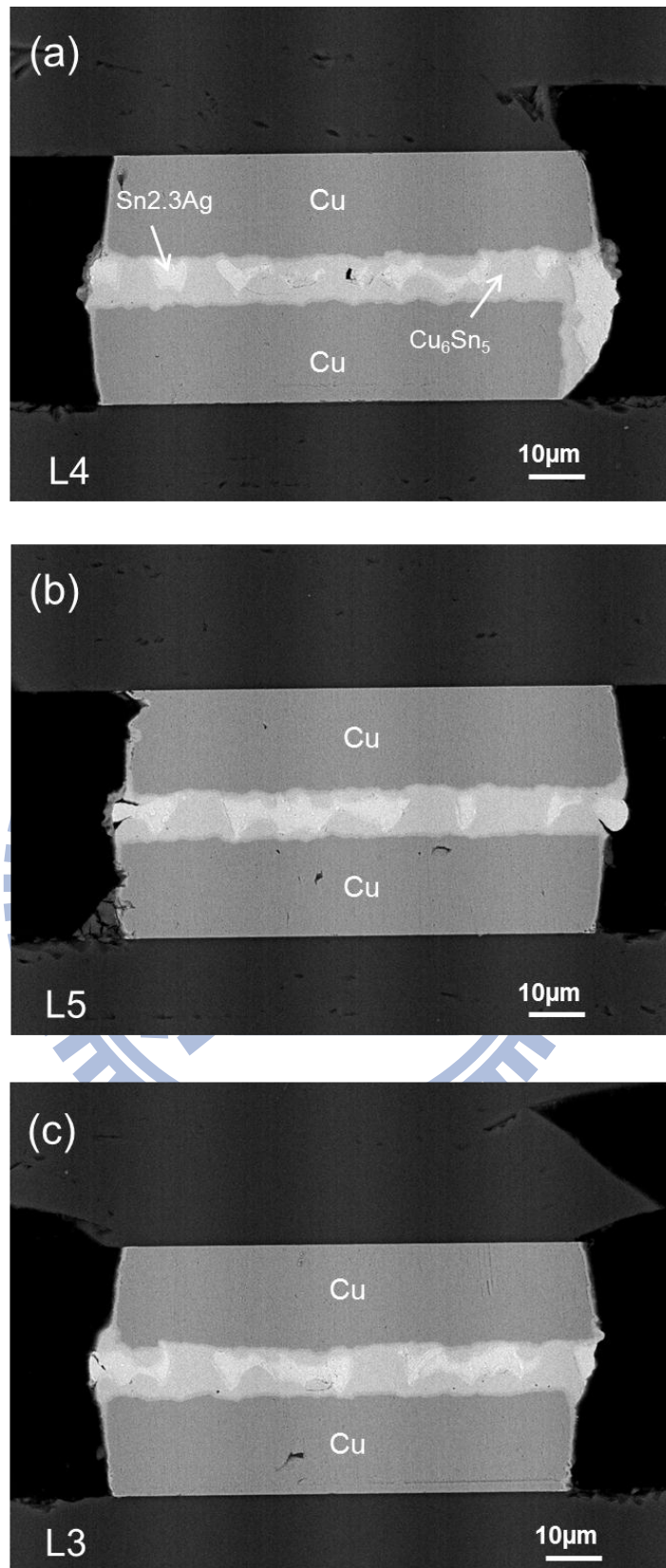


圖 4-1-4 Cu/Sn_{2.3}Ag/Cu 迴錫 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L4 (b) L5 (c) L3。

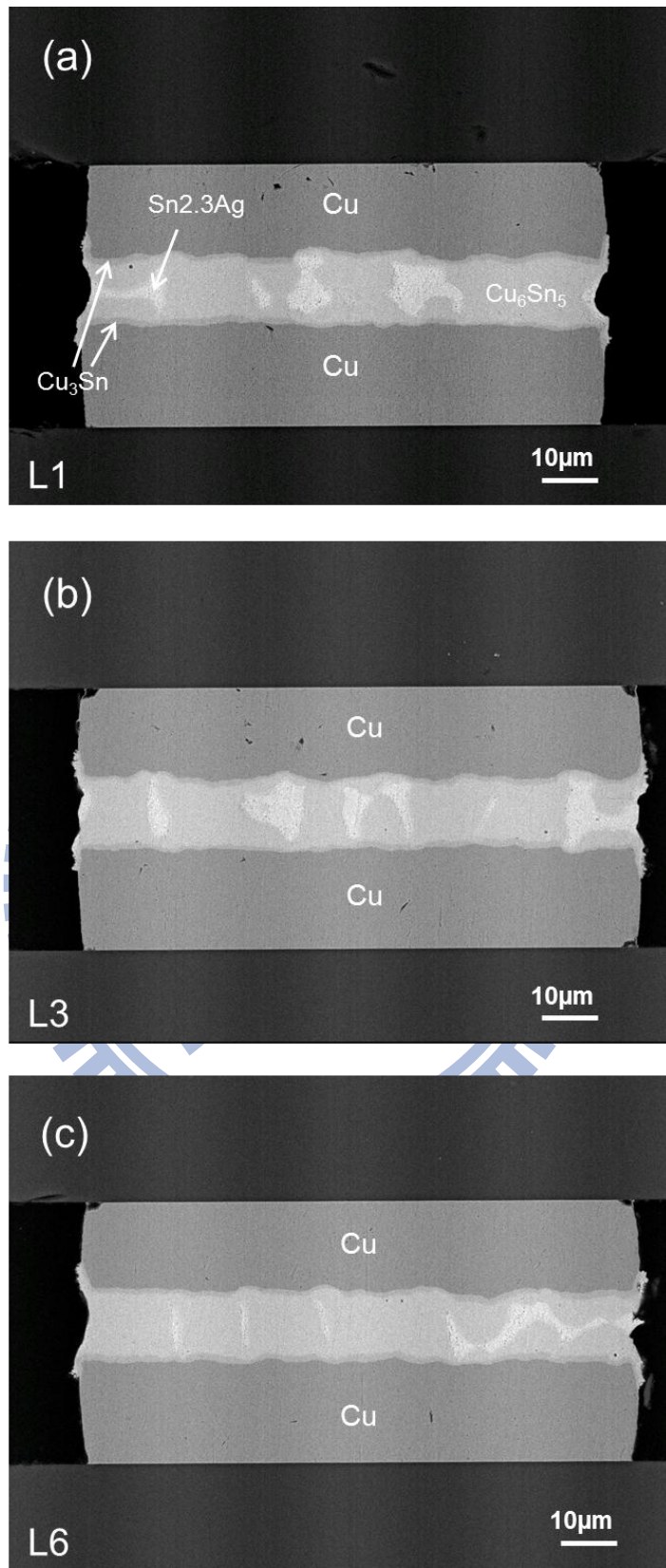


圖 4-1-5 Cu/Sn2.3Ag/Cu 迴錫 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1 (b) L3(c) L6。

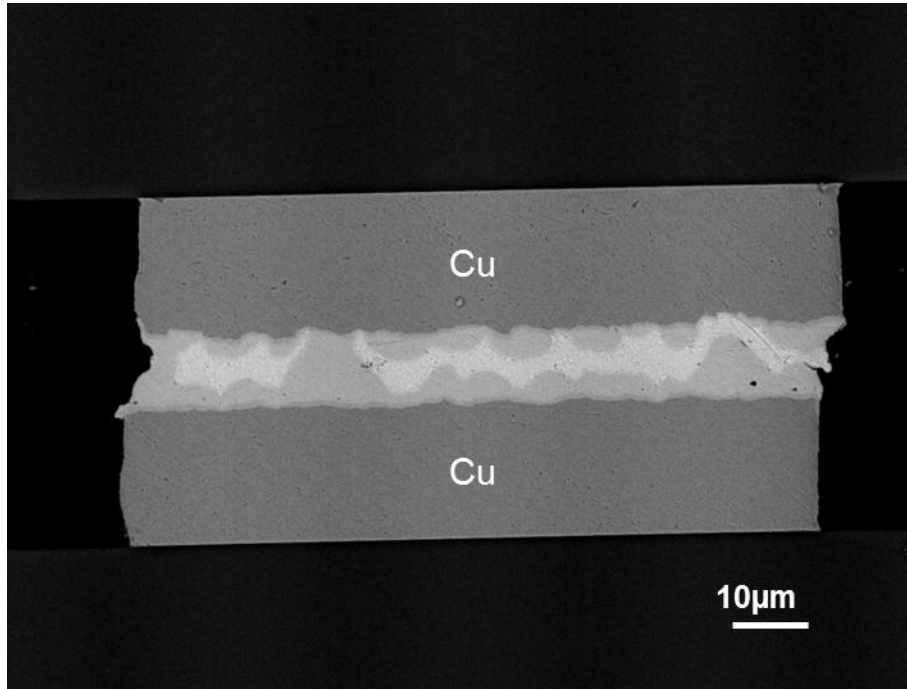


圖 4-1-6 IMC 抑制疲勞裂縫比較。

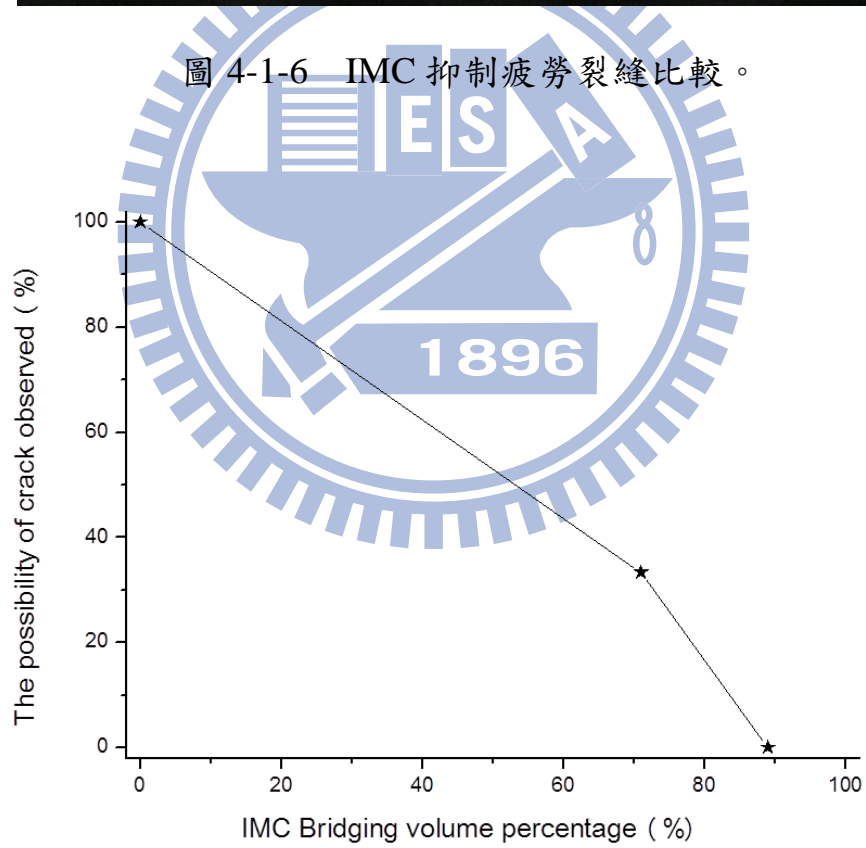


圖 4-1-7 Cu/Sn2.3Ag/Cu IMC 接合體積百分比與裂縫發現機率作圖。

4-1-2 Ni/Sn2.3Ag/Cu System

圖 4-1-8 為 Ni/Sn2.3Ag/Cu 的 microbump 接合完成後，在 260°C 進行 0、5、10、30 分鐘的迴焊熱處理，尚未進行熱循環測試的側視圖，錫錫高度控制在約 12 μm ，由於銅與錫的反應速率比鎳與錫反應快得多，在銅與錫的界面生成扇貝狀的 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 的介金屬化合物，而在鎳與錫的界面生成薄薄一層的 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ ，在銅端的 IMC 部分不時會發現到與矽基板高度約為 20 μm 左右的孔洞，是由於電鍍銅製程中所殘留的雜質所導致，與 Cu/Sn2.3Ag/Cu System 不同的是，此系列的樣品由於一端是 Ni，生成介金屬化合物的速率較慢，直到 30 分鐘才明顯看到 IMC 接合。

不同介金屬化的樣品經過 2000 次的熱循環測試後的結果如圖 4-1-9 到圖 4-1-12，比較在熱循環前後的樣品，測試後的樣品，錫錫邊緣也同樣觀察到了蠕變現象，而裂縫大多都產生在銅端的 IMC 與錫錫的界面上，少部分產生在錫錫內部，至於鎳端的 IMC 則沒有發現任何疲勞裂縫的產生，而迴錫 30 分鐘大部分轉變成 IMC 的樣品依然沒有發現任何疲勞裂縫的產生。

在 Ni/Sn2.3Ag/Cu 的系統下，經過熱處理後，轉變成 $\text{Ni}/(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5/\text{Sn2.3Ag}/(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5/\text{Cu}$ 的結構，錫錫部分依然為此結構中最弱的區域，在 2000 次的循環過後，累積的應變量使得錫錫邊緣產生蠕變，但是疲勞裂縫絕大部分只發生在銅端的 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5/\text{Sn2.3Ag}$ 的界面上，少部份發生在錫錫內部，而鎳端 IMC/Solder 的界面則沒有發現任何的破壞產生，

與 Cu/Sn2.3Ag/Cu 系統相比，在這個系統中的 IMC 為三元的化合物，直觀的以熱力學的觀點來看，三元的介金屬化合物相較於二元來說，要來的更加穩定，但兩端的 IMC 都一樣是 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ ，推測決定性的差異應該是在於兩端 IMC 中鎳的含量可能有所差別，將樣品進行成分分析後發現，在靠近鎳端的 IMC 中所量到的鎳含量為 8.97wt%，而靠近銅端的 IMC 中所量到的鎳含量為 2.48wt%，差了將近快 7% 之多，推測鎳端的 IMC/Solder 的界面相較於銅端而言是更穩定的，而 IMC 接合後，也依然沒有發現疲勞裂縫的產生，再次驗證 IMC 能夠抑制裂縫成長。

Chun Yu 等人[30]利用第一原理來探討 $\text{Cu}_{6-x}\text{Ni}_x\text{Sn}_5$ ($x = 0, 1, 2$) 介金屬化合物的結構與電子性質，並得到了以下結論：當銅被鎳取代後，晶格的體積縮減，原子間的距離也會減少，進而強化了原子間的鍵結能，其生成熱與內聚能也會變大，也就是說相對於 Cu_6Sn_5 而言， $\text{Cu}_{6-x}\text{Ni}_x\text{Sn}_5$ 在熱力學上是相對穩定的，且 $\text{Cu}_4\text{Ni}_2\text{Sn}_5$ 比 Cu_5NiSn_5 具有更大的生成熱以及內聚能，詳細計算結果如表 4-1-1 所示，意即隨著鎳取代的銅越多，其介金屬化合物的性質將更為穩定，其報導結果相當符合本研究在 Ni/Sn2.3Ag/Cu 系統中所觀察到的現象。

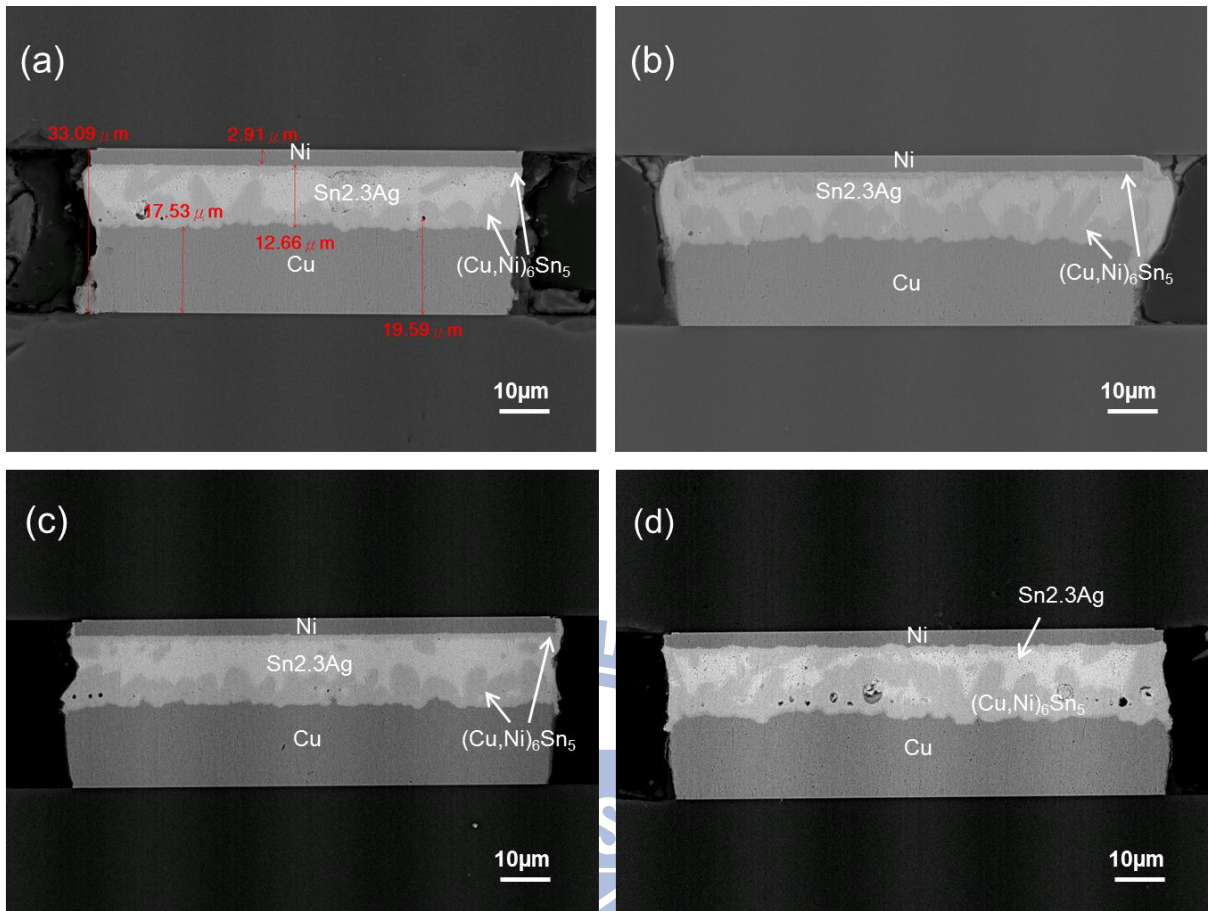


圖 4-1-8 Ni/Sn2.3Ag/Cu 在熱循環測試前經(a) 0 分鐘 (b) 5 分鐘(c) 10 分鐘 (d) 30 分鐘 迴錫熱處理的 BEI 側視圖。

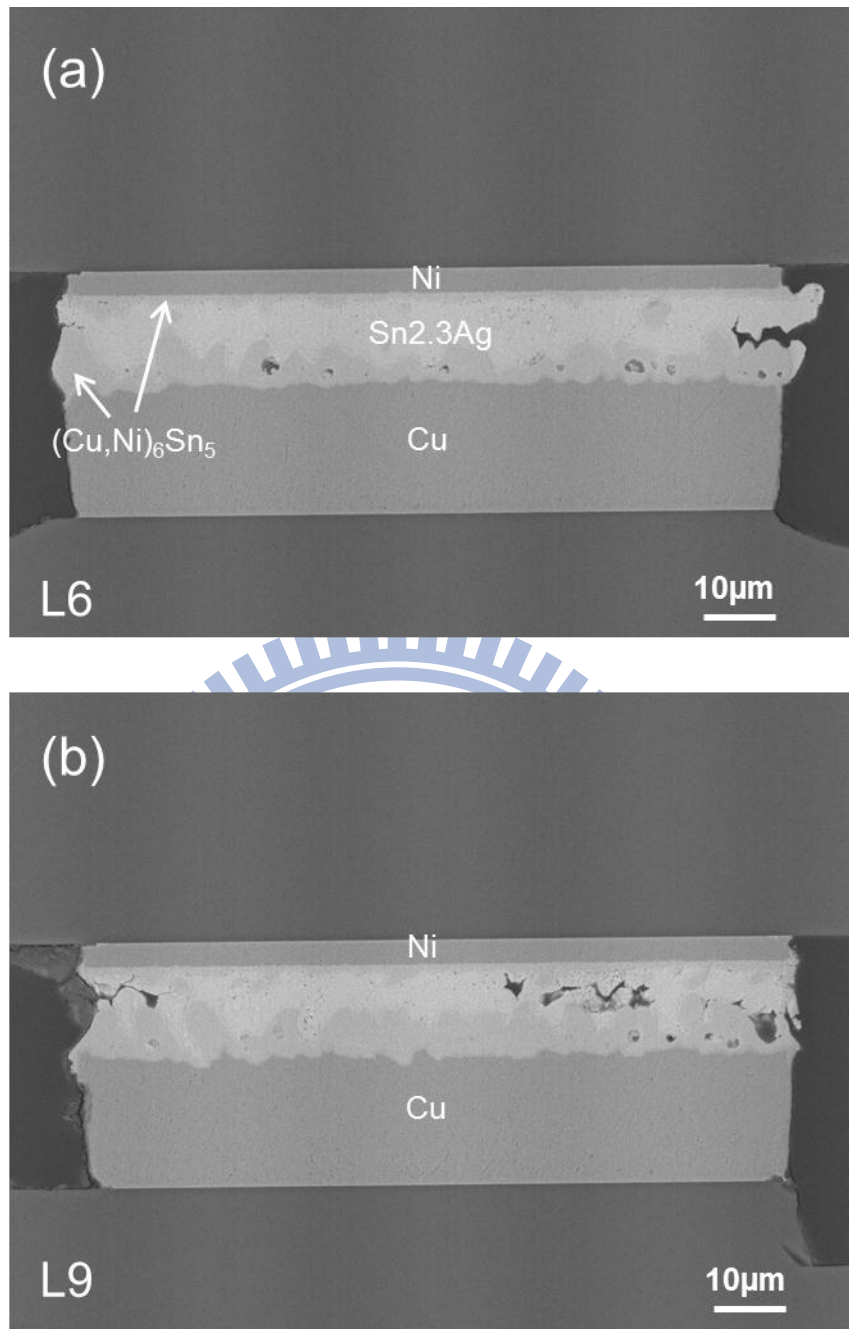


圖 4-1-9 Ni/Sn2.3Ag/Cu 迴鉸 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L6 (b) L9。

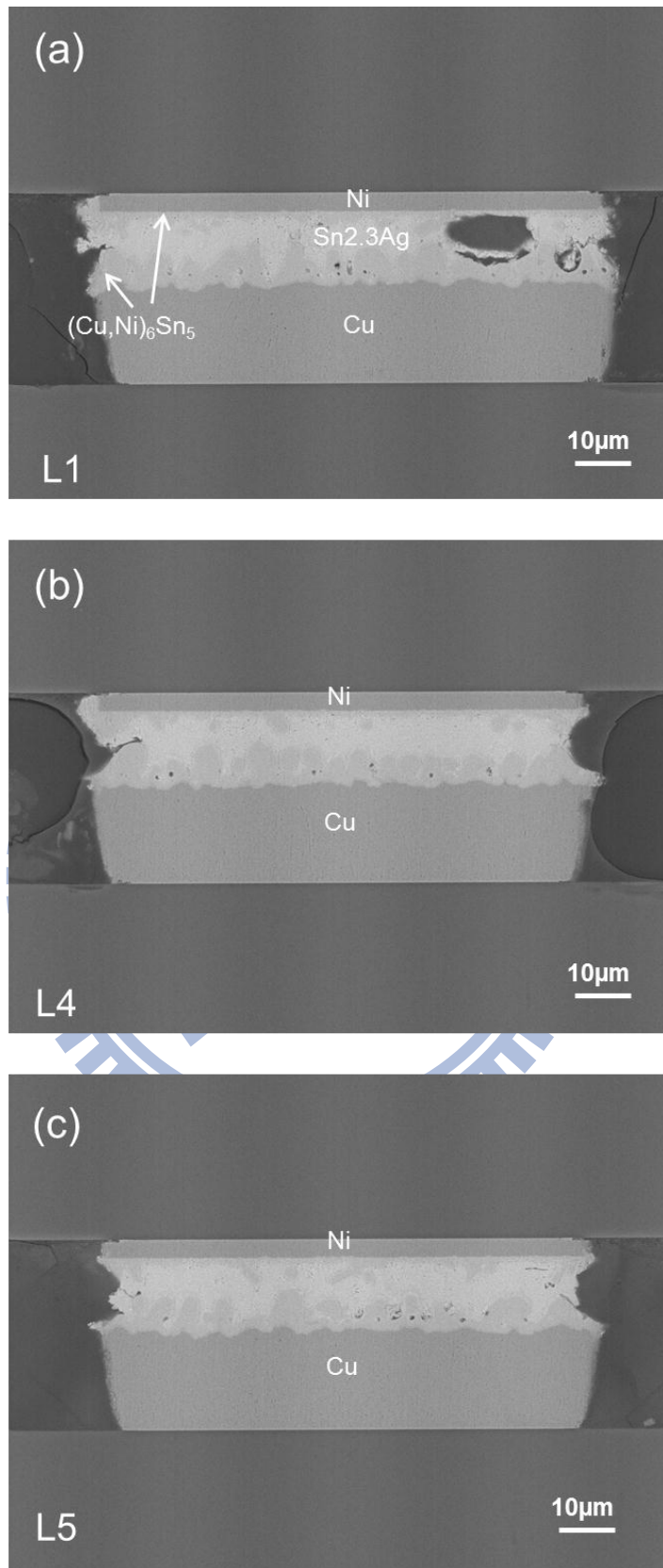


圖 4-1-10 Ni/Sn2.3Ag/Cu 迴錫 5 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1 (b) L4(c) L5。

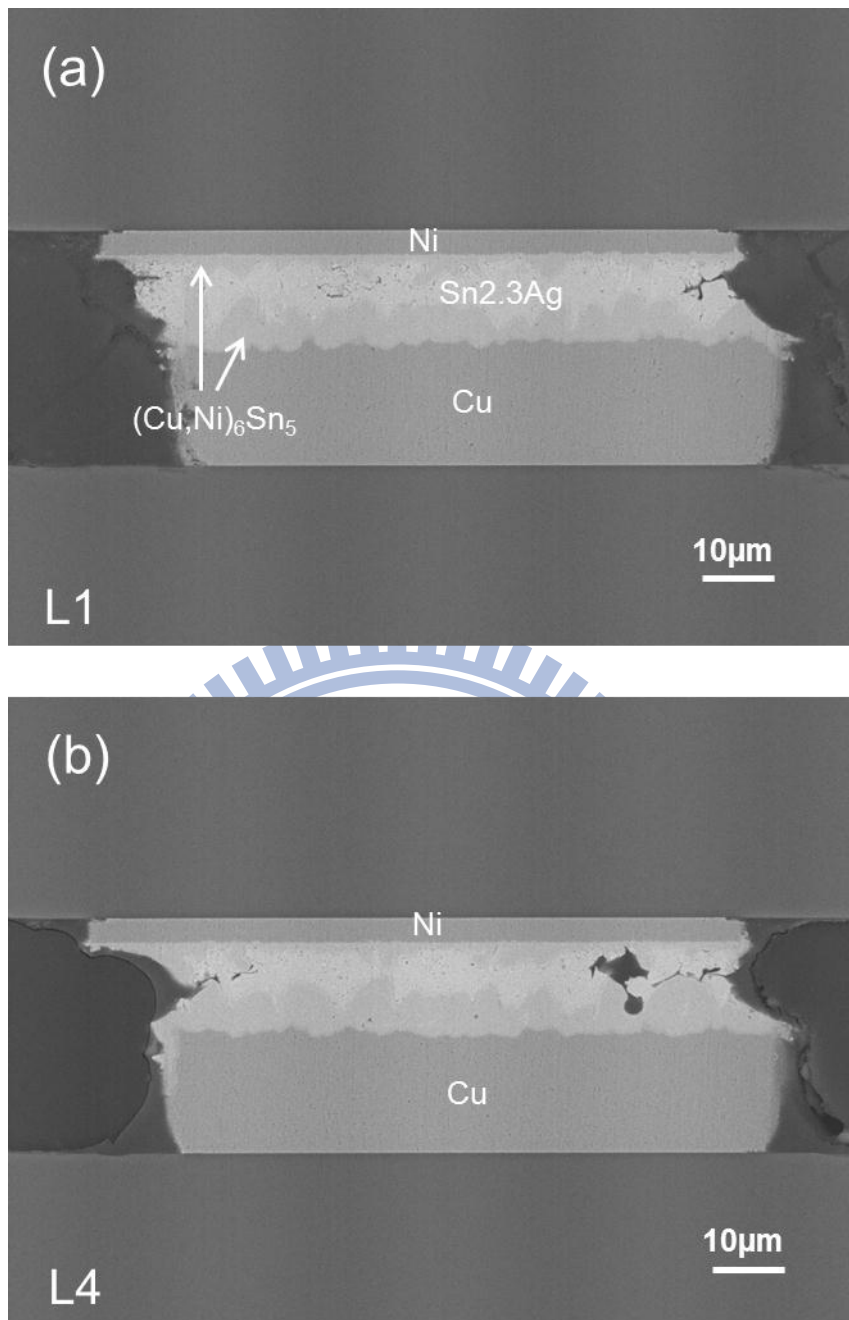


圖 4-1-11 Ni/Sn2.3Ag/Cu 迴鉦 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖

(a) L1(b) L4。

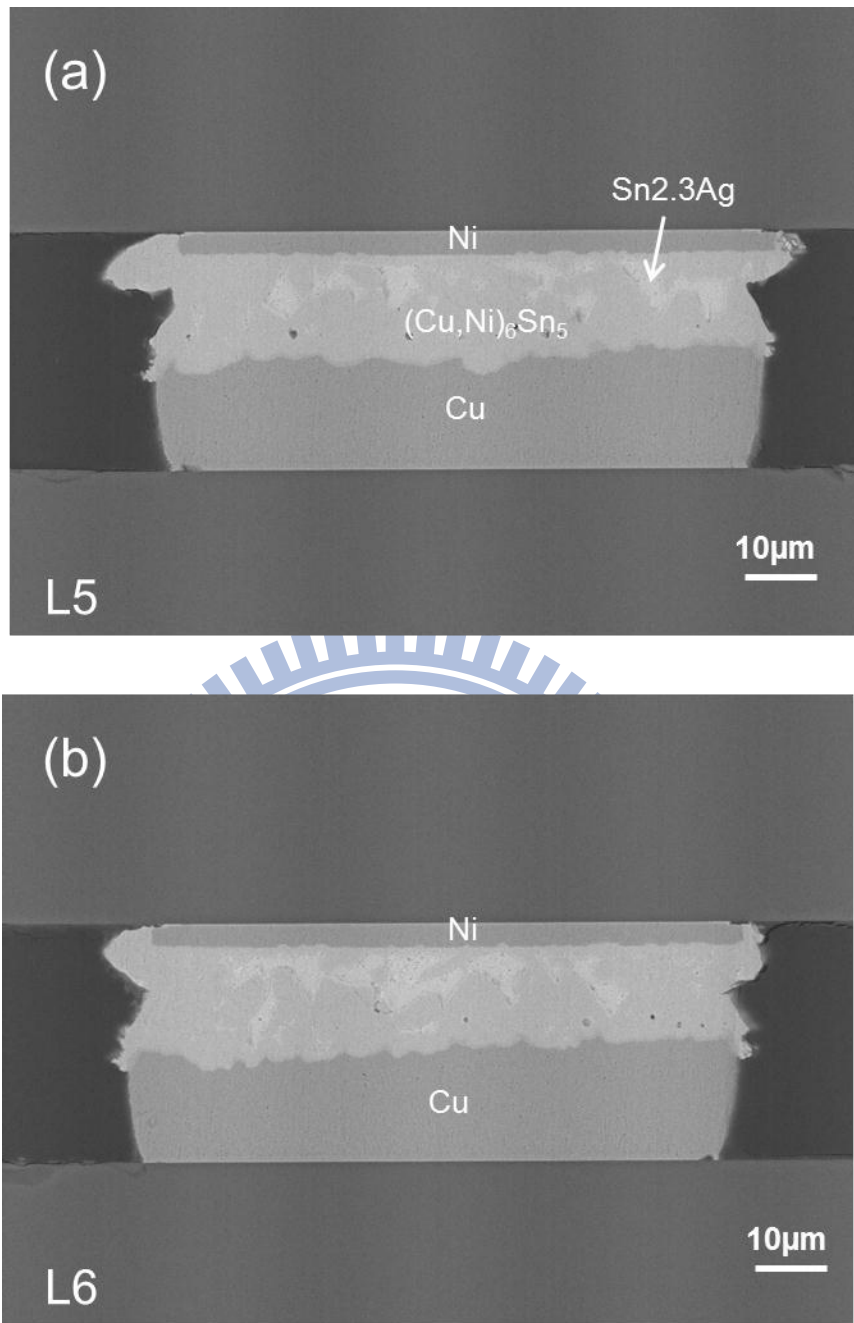


圖 4-1-12 Ni/Sn2.3Ag/Cu 迴鍍 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖

(a) L5(b) L6。

	Site	Lattice constants	Volume	E_T	Heat of formation	Cohesive energies
Cu_6Sn_5	–	10.926, 7.113, 9.674	185.55	-17,226.576	-272.8	-4.977
$\text{Cu}_4\text{Ni}_2\text{Sn}_5$	8f (Cu1)	11.011, 6.944, 9.592	180.29	-17,251.312	-556.9	-6.654
$\text{Cu}_4\text{Ni}_2\text{Sn}_5$	8f (Cu2)	10.902, 7.038, 9.538	179.94	-17,252.542	-612.8	-6.710
Cu_5NiSn_5	4a (Cu3)	10.871, 7.052, 9.635	182.95	-17,240.867	-518.5	-5.424
Cu_5NiSn_5	4e (Cu4)	10.864, 7.081, 9.635	182.94	-17,241.298	-538.0	-5.444

表 4-1-1 $\text{Cu}_{6-x}\text{Ni}_x\text{Sn}_5$ ($x = 0, 1, 2$)的晶格常數、體積、總能、生成熱、與內聚能計算結果[28]。



4-1-3 Ni/Sn2.3Ag/Ni System

這個系統中沒有銅金屬墊層的存在，兩端都是 IMC 成長速率相當慢的鎳金屬墊層，因此一開始在設計實驗參數時，為了要比較 IMC 連接前後的破壞情形，於是降低錒錫的高度，設定為 4 μm ，但根據以往的實驗經驗，當兩端的 UBM 都是鎳時，接合時的錒錫高度將會難以控制，圖 4-1-13 為 Ni/Solder/Ni 的 microbump 接合完成後，在 260°C 進行 0、10、30 分鐘的迴焊熱處理，尚未進行熱循環測試的側視圖，其錒錫高度的控制並不理想，在兩端鎳與錒錫的界面均生成 Ni_3Sn_4 。

不同介金屬化的樣品經過 2000 次的熱循環測試後的結果如圖 4-1-14 到圖 4-1-16，雖然錒錫高度的差異性無法提供一個客觀性的比較，但仍然能提供一些有用的訊息，經過 0 分鐘迴錒處理的樣品，雖然 IMC 生成速率緩慢，但由於錒錫高度實在太低，大部分 microbump 在樣品製備完成後，就已經有大部分的 IMC 接合，在此將之視為 IMC 接合的樣品，而 10 分鐘迴錒處理的樣品，由於錒錫高度過高，IMC 根本沒有接合，至於 30 分鐘迴錒處理的樣品則處於部分接合的情形。

在 Ni/Sn2.3Ag/Ni 的系統中，經熱處理後，轉變成 $\text{Ni}/\text{Ni}_3\text{Sn}_4/\text{Sn2.3Ag}/\text{Ni}_3\text{Sn}_4/\text{Ni}$ 結構的接點，我們從 IMC 沒有接合的樣品中可以觀察到，疲勞裂縫亦是產生於 IMC/Solder 的界面(如箭號所示)，而完全接合的樣品，仍舊不見任何疲勞裂縫的產生。

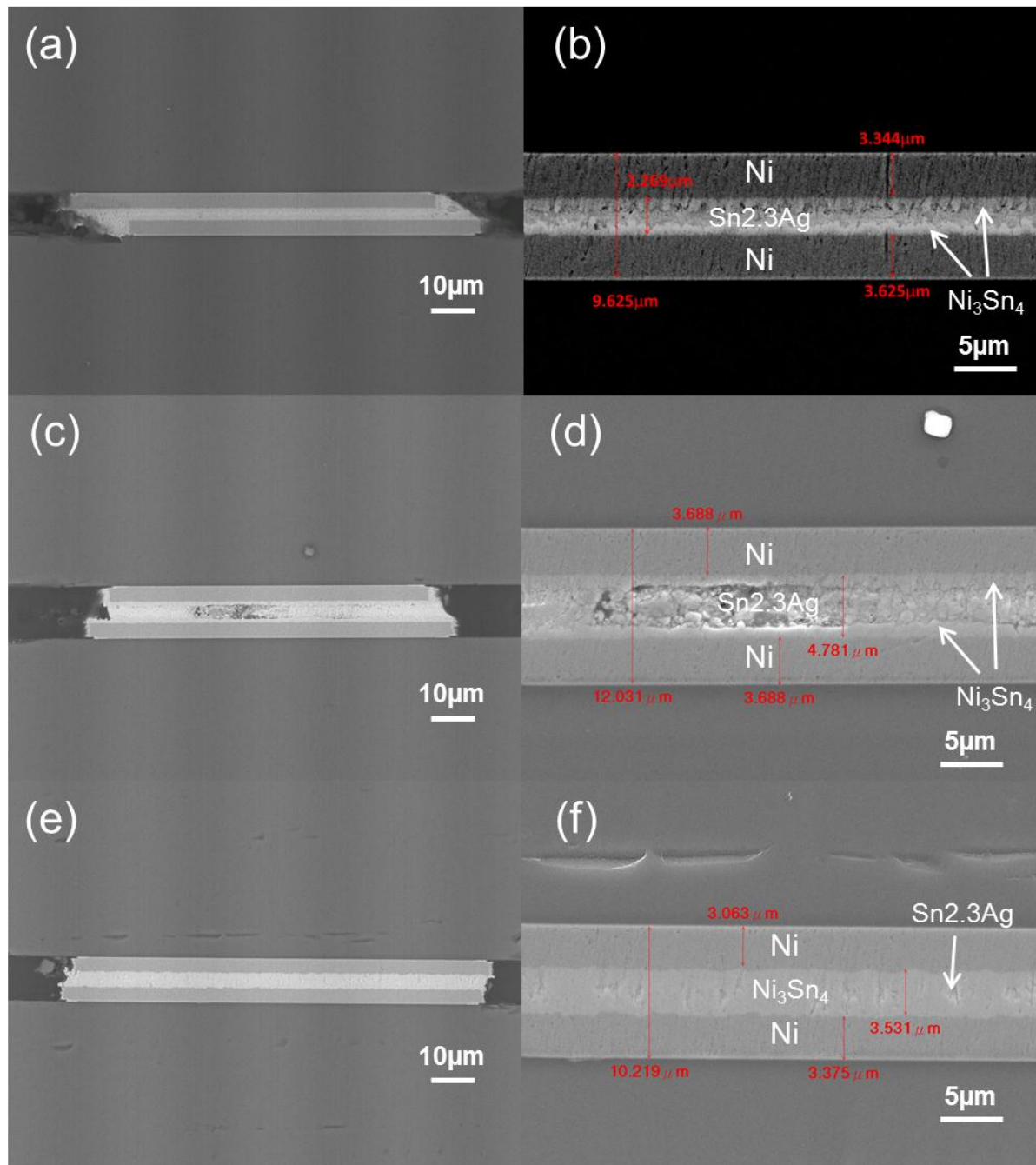


圖 4-1-13 Ni/Sn_{2.3}Ag/Ni 在熱循環測試前經迴錫熱處理的 BEI 側視圖

(a) 0 分鐘 (b) 0 分鐘局部放大圖 (c) 10 分鐘 (d) 10 分鐘局部放大圖 (e) 30 分鐘 (f) 30 分鐘局部放大圖。

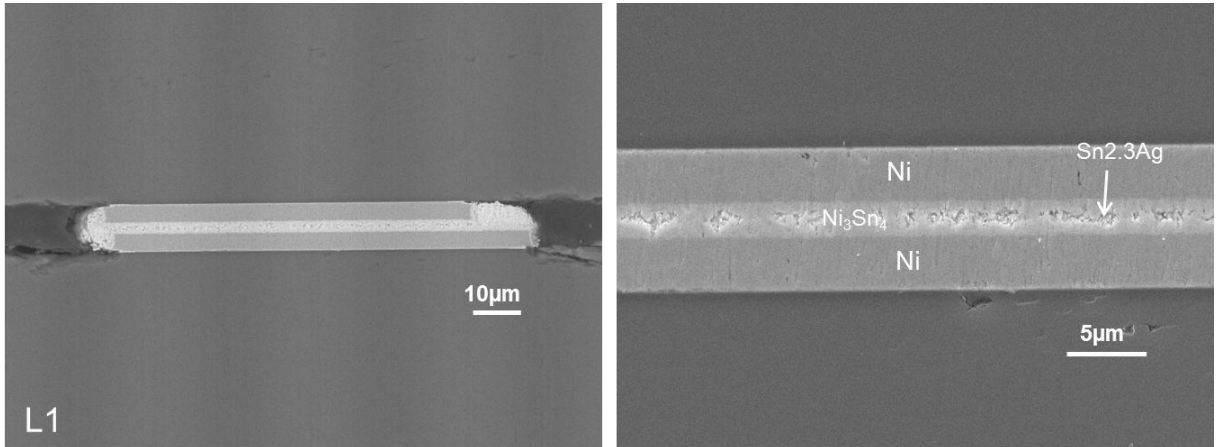


圖 4-1-14 Ni/Sn2.3Ag/Ni 迴銑 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖

(a)L1 局部放大圖 (b) L1 局部放大圖。

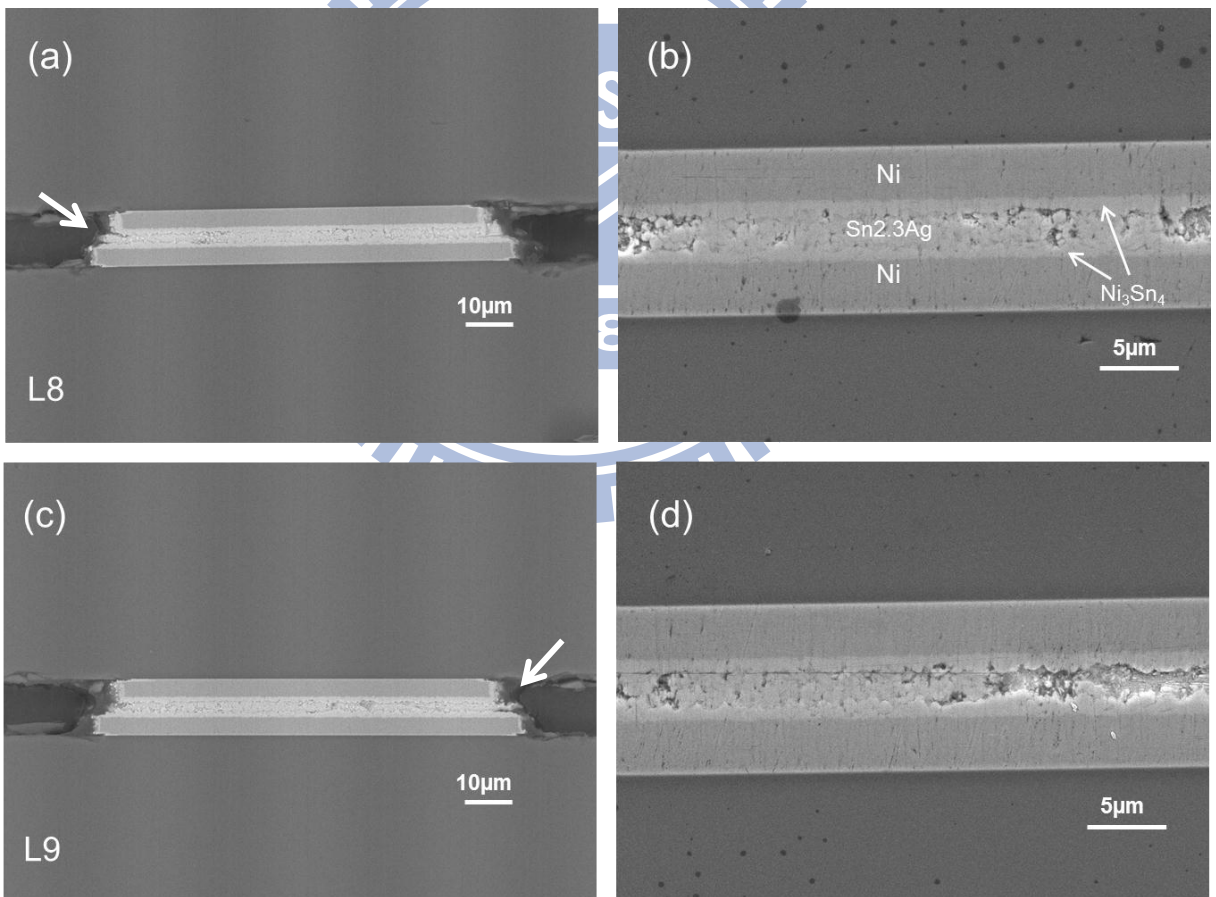


圖 4-1-15 Ni/Sn2.3Ag/Ni 迴銑 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a)

L8 (b) L8 局部放大圖 (c) L9 (d) L9 局部放大圖。

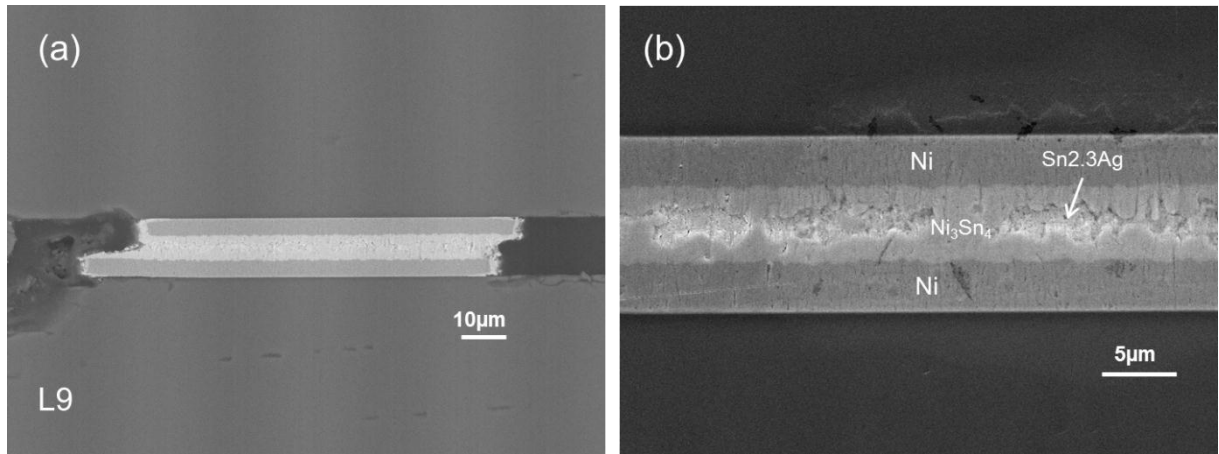


圖 4-1-16 Ni/Sn_{2.3}Ag/Ni 迴鍍 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖

(a) L9 (b) L9 局部放大圖。



4-2 銲錫高度的影響

在樣品製備時，選用銲錫層較厚的試片去對接出銲錫高度較高的 microbump，接著與 4-1 節相同，接著利用烘箱作為熱源，在溫度為 260°C 下進行迴焊熱處理，使其在液態下進行冶金反應，生成 IMC，為了與低銲錫高度的比較，採取一樣的熱處理時間，藉此來了解改變銲錫高度對於 microbump 經熱循環測試後是否造成破壞模式的轉變。

4-2-1 Cu/~40 μm Sn2.3Ag/Cu System

圖 4-2-1 為 Cu/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 的 microbump 接合完成後，在 260°C 進行 0、5、10、30 分鐘的迴焊熱處理，尚未進行熱循環測試的側視圖，銲錫高度控制在約 36 μm，在兩端銅與銲錫的界面均生成扇貝狀 Cu₆Sn₅ 的介金屬化合物，而在銅與 Cu₆Sn₅ 之間還有一層薄薄的 Cu₃Sn。

雖然經過不同的迴銲時間，但銲錫高度過高，因此所有的樣品都沒有 IMC 接合，而經過 2000 次熱循環測試後的結果如圖 4-2-2 到圖 4-2-5，銲錫邊緣產生的蠕變現象相較於 4-1-1 節的低銲錫高度，明顯的嚴重許多，從平滑曲面變成鋸齒狀，導致多條疲勞裂縫同時成長於蠕變造成的局部應力集中點，如圖 4-2-2-c，甚至看到有些 microbump 銲錫的嚴重擠出呈蝸牛狀，導致局部的質量不均，受重力影響導致裂縫生成於 IMC 與銲錫的界面，如圖 4-2-3。

在 Cu/Sn2.3Ag/Cu 高鉛錫高度的系統中，經過熱處理後，轉變成 Cu/Cu₃Sn/Cu₆Sn₅/Sn2.3Ag/Cu₆Sn₅/Cu₃Sn/Cu 的結構，鉛錫部分成為此結構中最弱的區域，又鉛錫與銅墊層的接觸表面積對鉛錫體積的比相較於低鉛錫高度來的小，其介金屬化合物的成長速率也比低鉛錫高度慢得多[16]，因此 IMC 與鉛錫的界面反應對於高鉛錫高度而言，沒有像低鉛錫高度系統中來的重要，破壞合理的發生在最弱且又佔據大部分表面積的鉛錫內部。單純比較 IMC 沒有接合的情形下，在兩端 UBM 均為銅，提升鉛錫高度，使得疲勞裂縫的成長由 IMC/Solder 的介面發生，轉變成鉛錫表面往內部生成，且破壞模式不隨著迴鉛時間而有所改變。



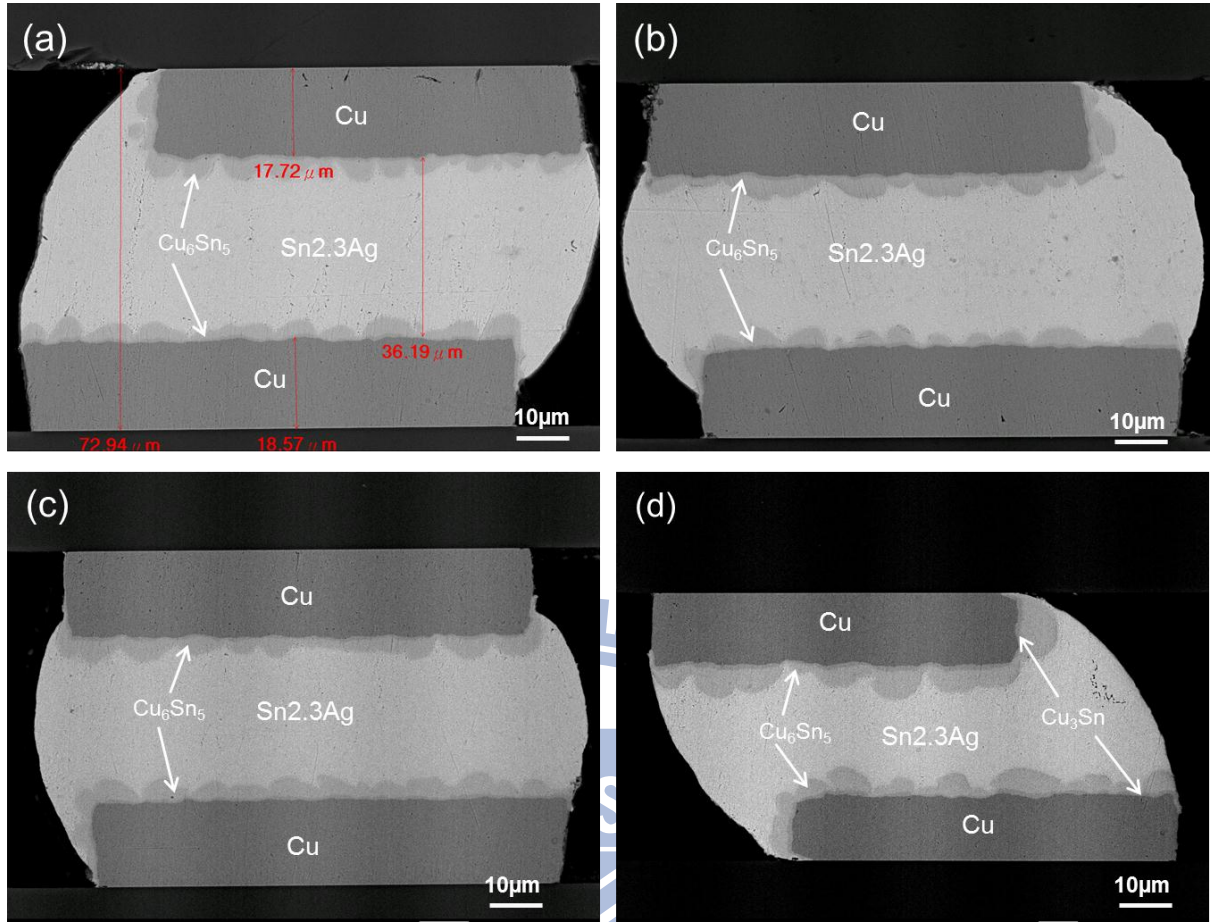


圖 4-2-1 Cu/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 在熱循環測試前經(a) 0 分鐘 (b) 5 分鐘 (c) 10 分鐘 (d) 30 分鐘 迴鉚熱處理的 BEI 側視圖。

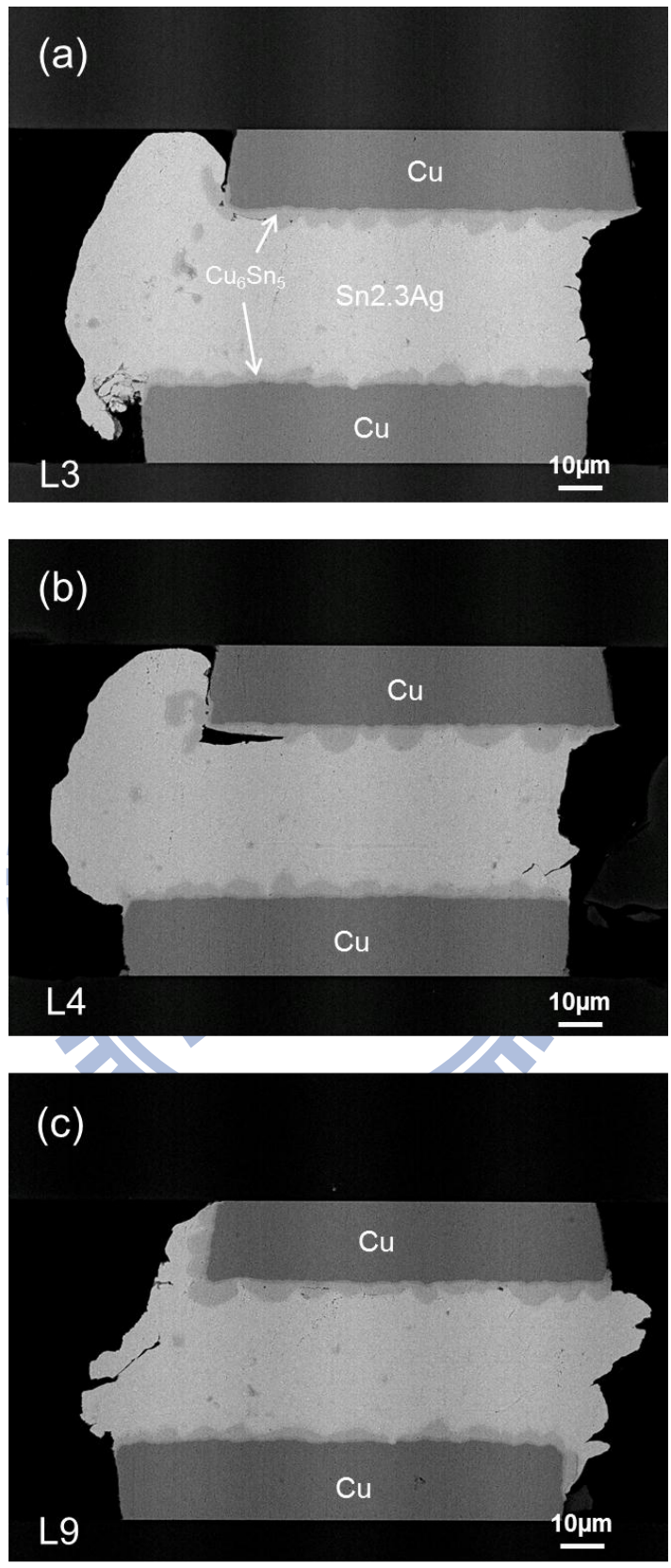


圖 4-2-2 Cu/~40 µm Sn2.3Ag/Cu 迴錫 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L3 (b) L4 (c) L9。

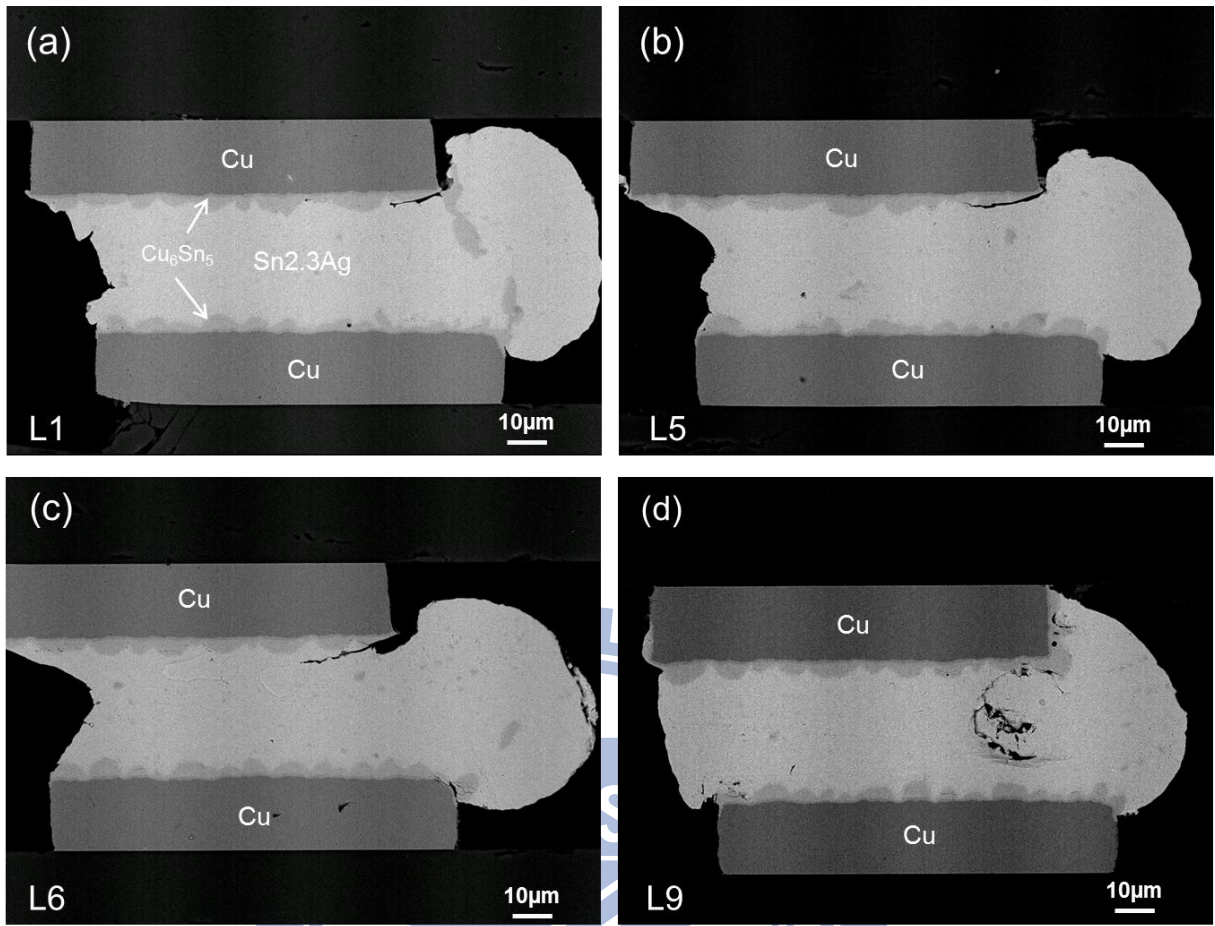


圖 4-2-3 Cu/~40 μm Sn_{2.3}Ag/Cu 迴錫 5 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L1 (b) L5 (c) L6 (d) L9。

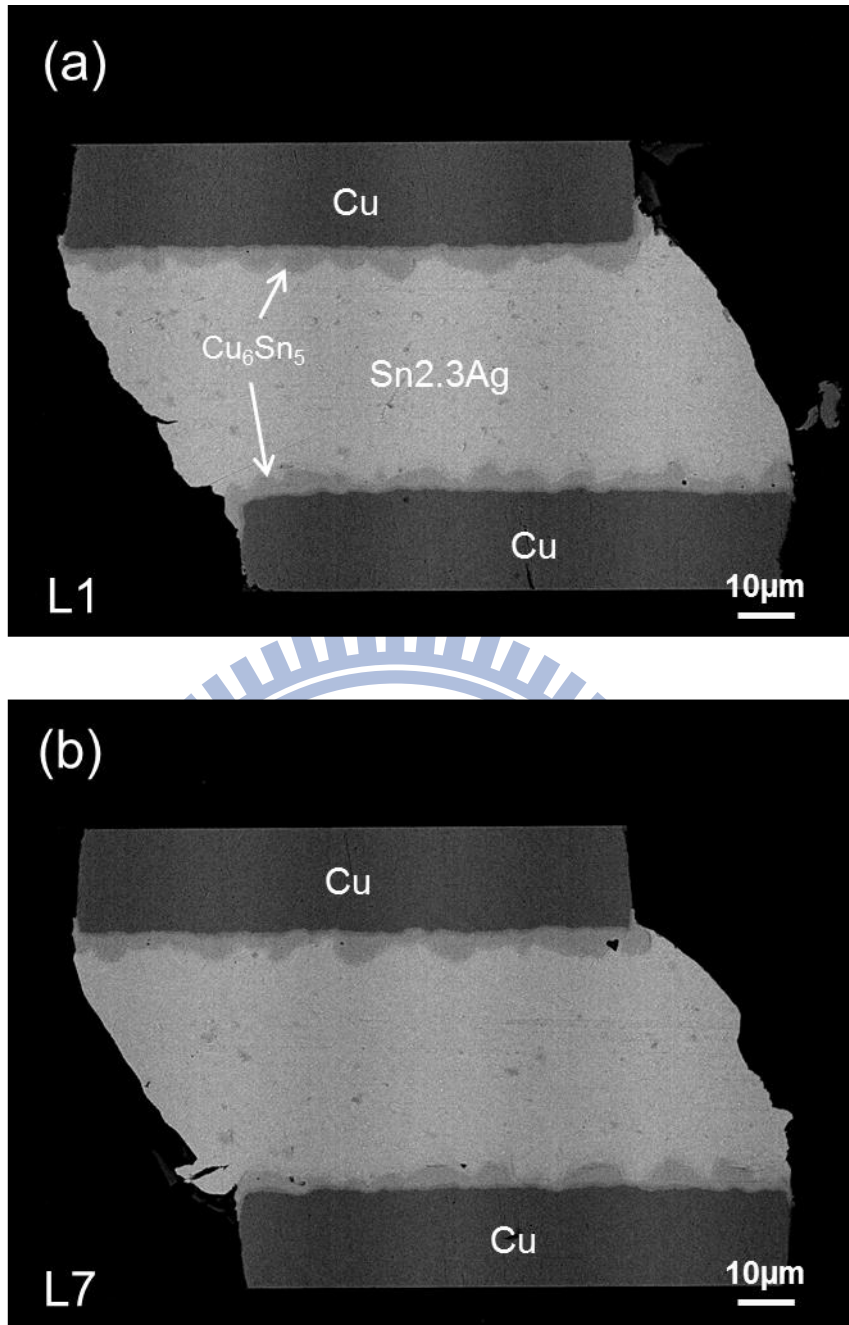


圖 4-2-4 Cu/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 迴錫 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1 (b) L7。

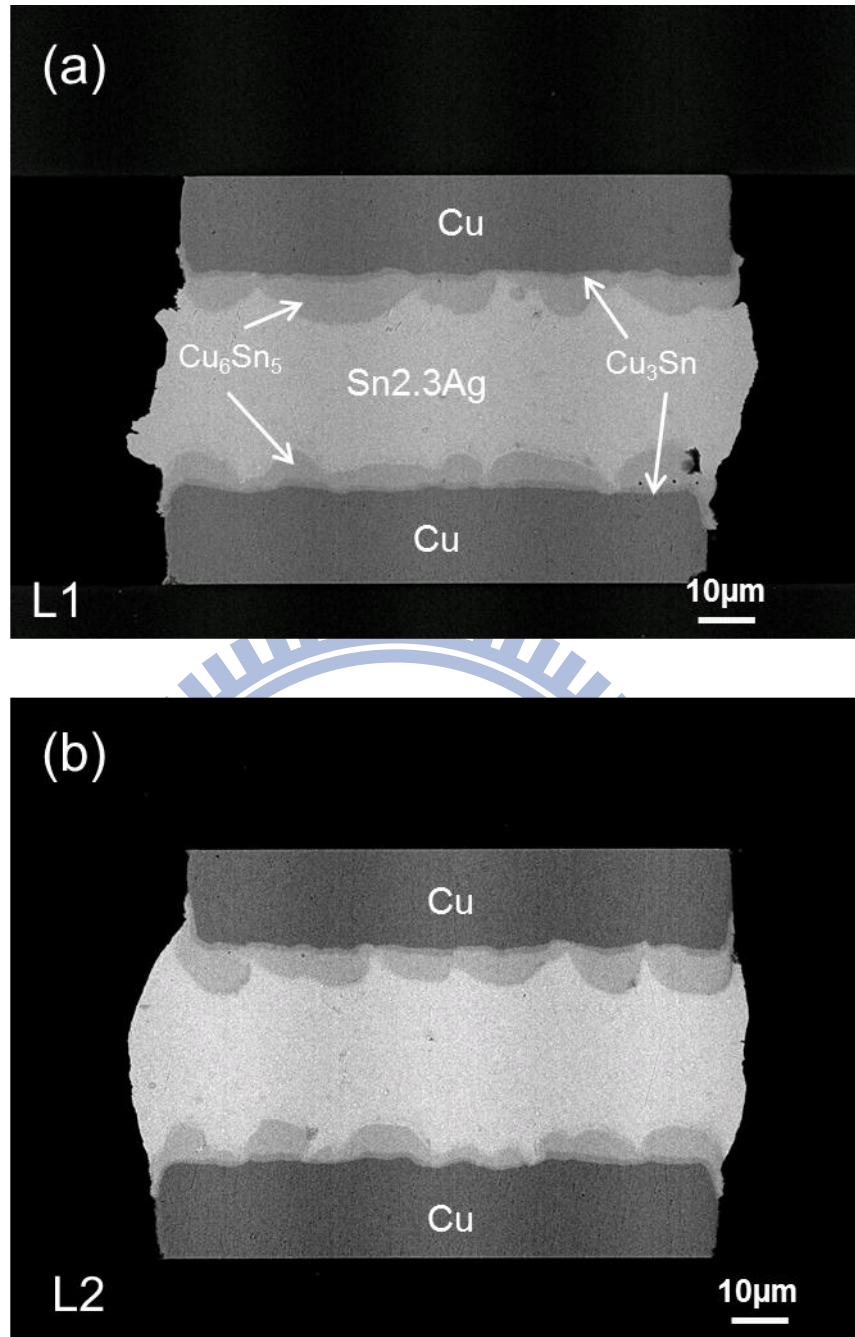


圖 4-2-5 Cu/~40 µm Sn2.3Ag/Cu 迴錫 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L1 (b) L2。

4-2-2 Ni/~40 μm Sn2.3Ag/Cu System

圖 4-2-6 為 Ni/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 的 microbump 接合完成後，在 260°C 進行 0、5、10、30 分鐘的迴焊熱處理，尚未進行熱循環測試的側視圖，鍍錫高度控制在約 40 μm ，在銅與鍍錫的界面生成扇貝狀的 $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 的介金屬化合物 IMC 物，而在鎳與鍍錫的介面生成條狀的 $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 。

雖然經過不同的迴鍍時間，但鍍錫高度過高，因此所有的樣品都沒有 IMC 接合，而經過 2000 次熱循環測試後的結果如圖 4-2-7 到圖 4-2-10，鍍錫邊緣產生的蠕變現象相較於 4-1-2 節的低鍍錫高度，明顯的嚴重許多，從平滑曲面變成鋸齒狀，導致多條疲勞裂縫同時成長於蠕變造成的局部應力集中點。

在 Ni/Sn2.3Ag/Cu 高鍍錫高度的系統中，經過熱處理後，轉變成 Ni/ $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ /Sn2.3Ag/ $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ /Cu 的結構，其中 Ni 的楊氏模數為 200Gpa、Cu 為 128Gpa，破壞合理的發生在最弱且佔據大部分表面積的鍍錫內部，且相對於 Cu/Sn2.3Ag/Cu 的對稱結構，有一端為較薄又硬的 Ni，系統在承受應力的過程中，兩端受力是不均勻的，累積的應變量也更大，因此觀察到的疲勞裂縫，相較於同樣是高鍍錫高度的 Cu/Sn2.3Ag/Cu 系統，還要來的劇烈。

單純比較 IMC 沒有接合的情形下，在 UBM 一邊為銅，另一邊是鎳，提升鍍錫高度，使得疲勞裂縫的成長由 IMC/Soder 的介面發生，轉變成鍍

錫內部發生，且破壞模式不隨著迴錒時間而有所改變。

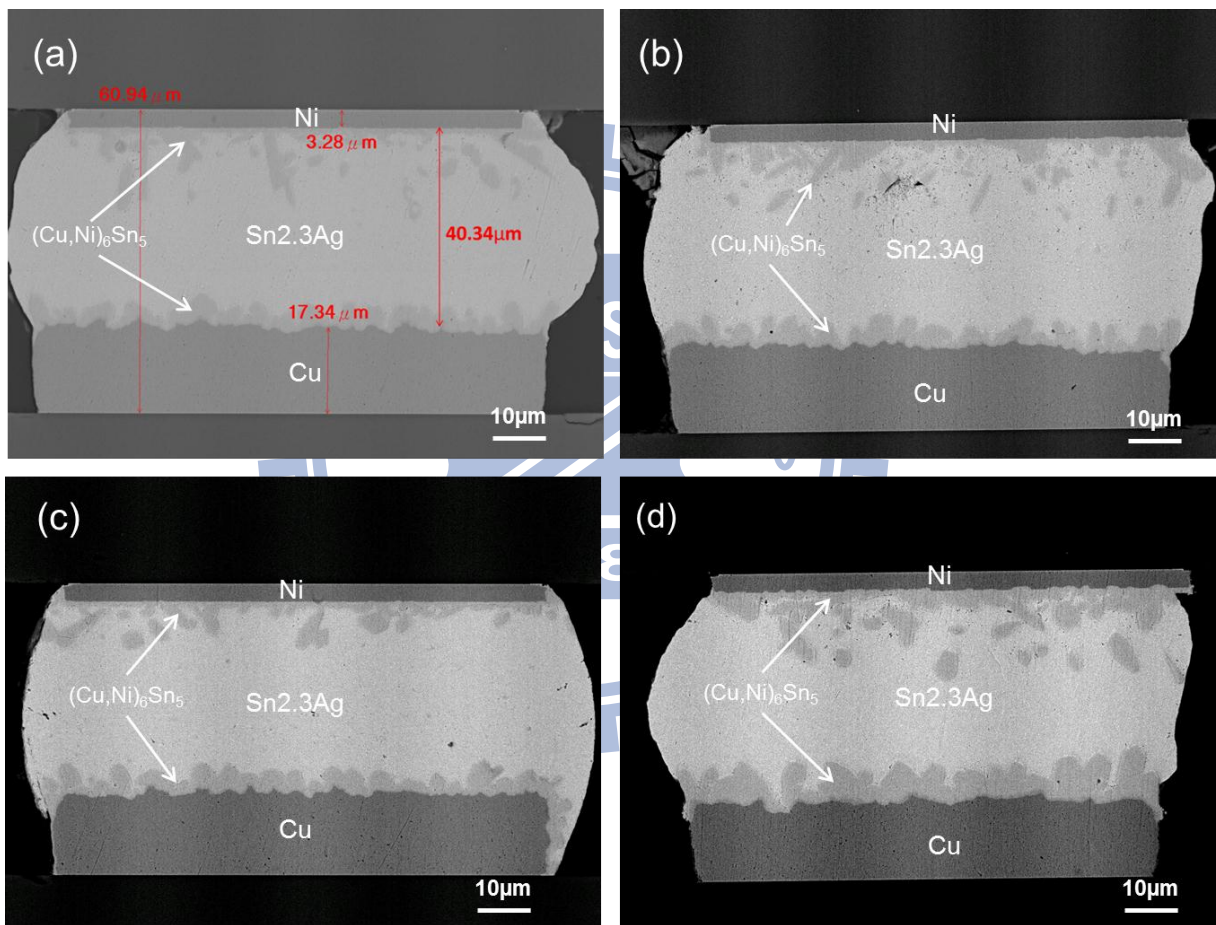


圖 4-2-6 Ni/ $\sim 40 \mu\text{m}$ Sn_{2.3}Ag/Cu 在熱循環測試前經(a) 0 分鐘 (b) 5 分鐘

(c) 10 分鐘 (d) 30 分鐘 迴錒熱處理的 BEI 側視圖。

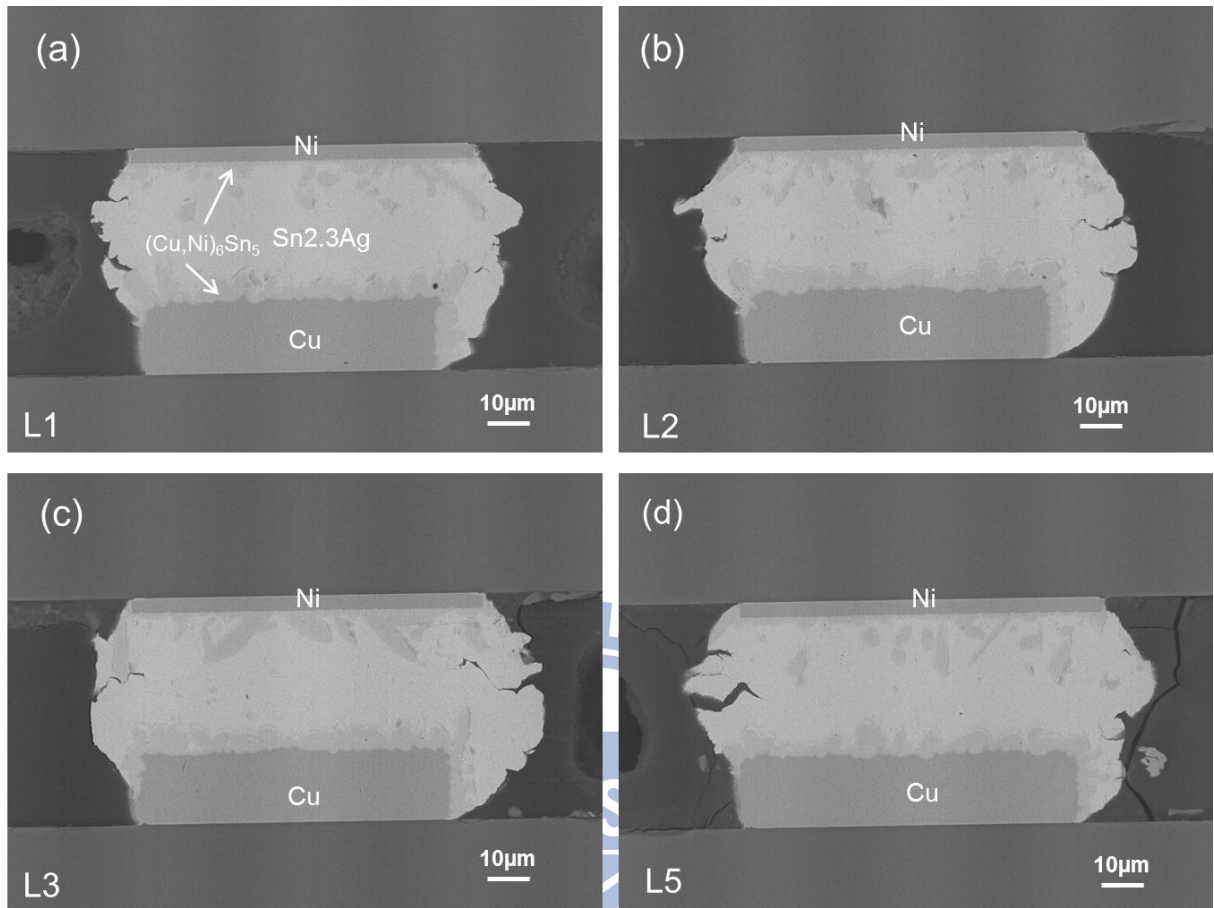


圖 4-2-7 Ni/~40 μm Sn_{2.3}Ag/Cu 迴鉦 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖

(a) L1 (b) L2 (c) L3 (d) L5 °

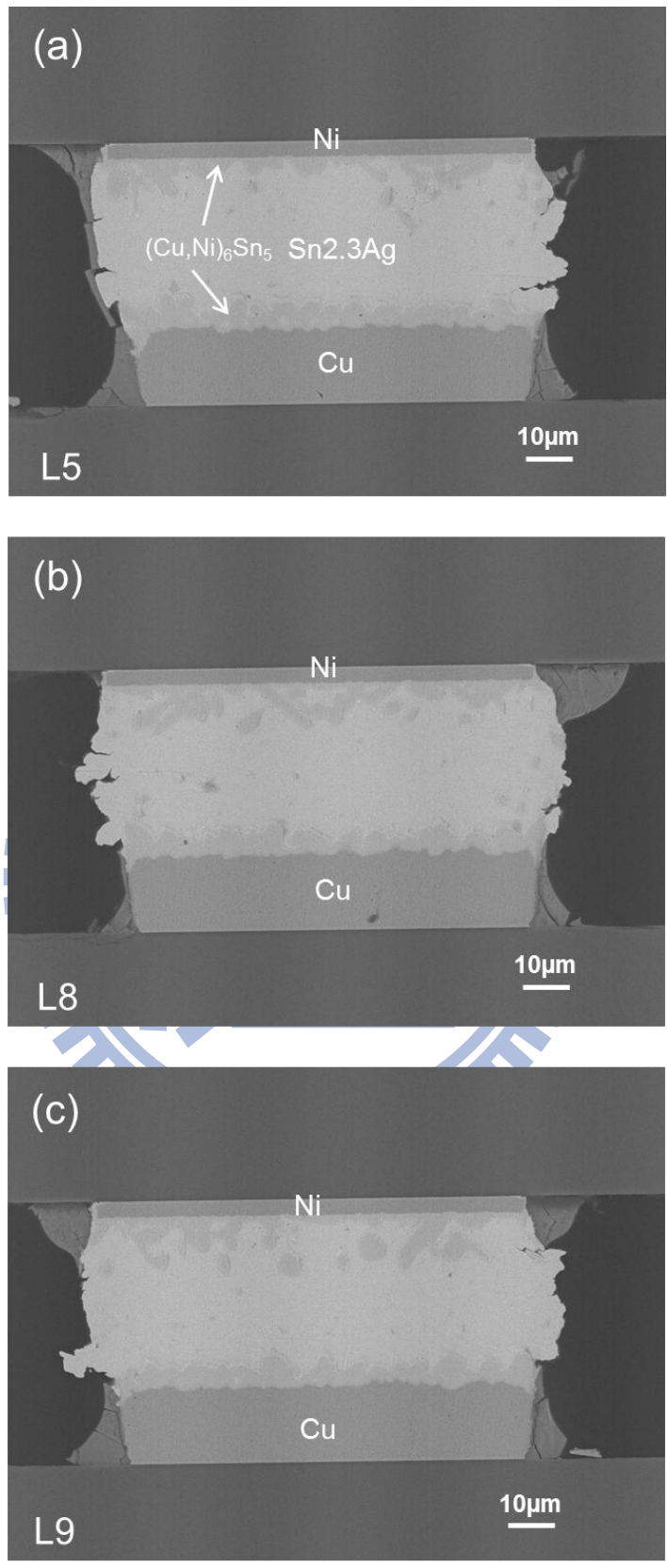


圖 4-2-8 Ni/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 迴錫 5 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖

(a) L5 (b) L8 (c) L9。

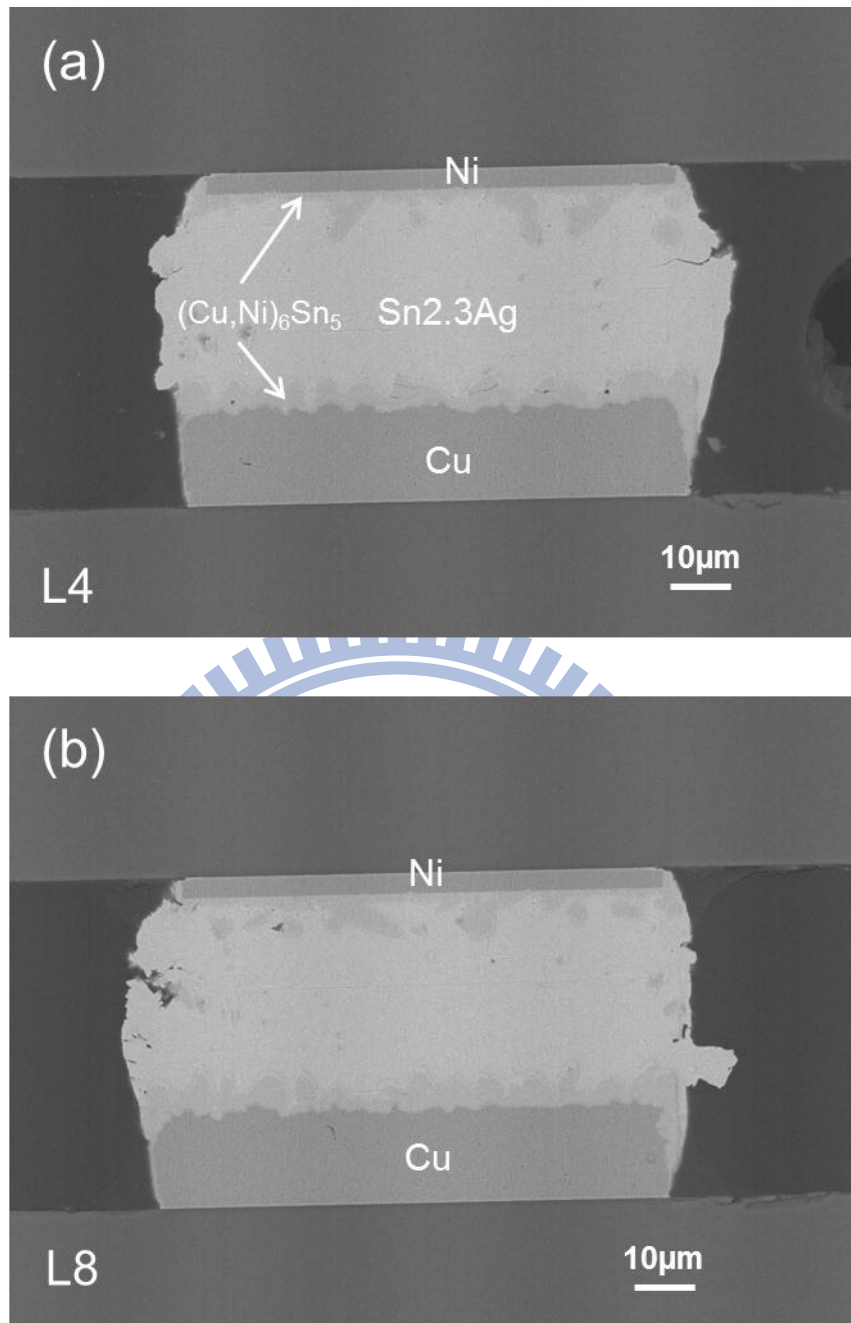


圖 4-2-9 Ni/~40 μ m Sn2.3Ag/Cu 迴錫 10 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視
圖(a) L4 (b) L8。

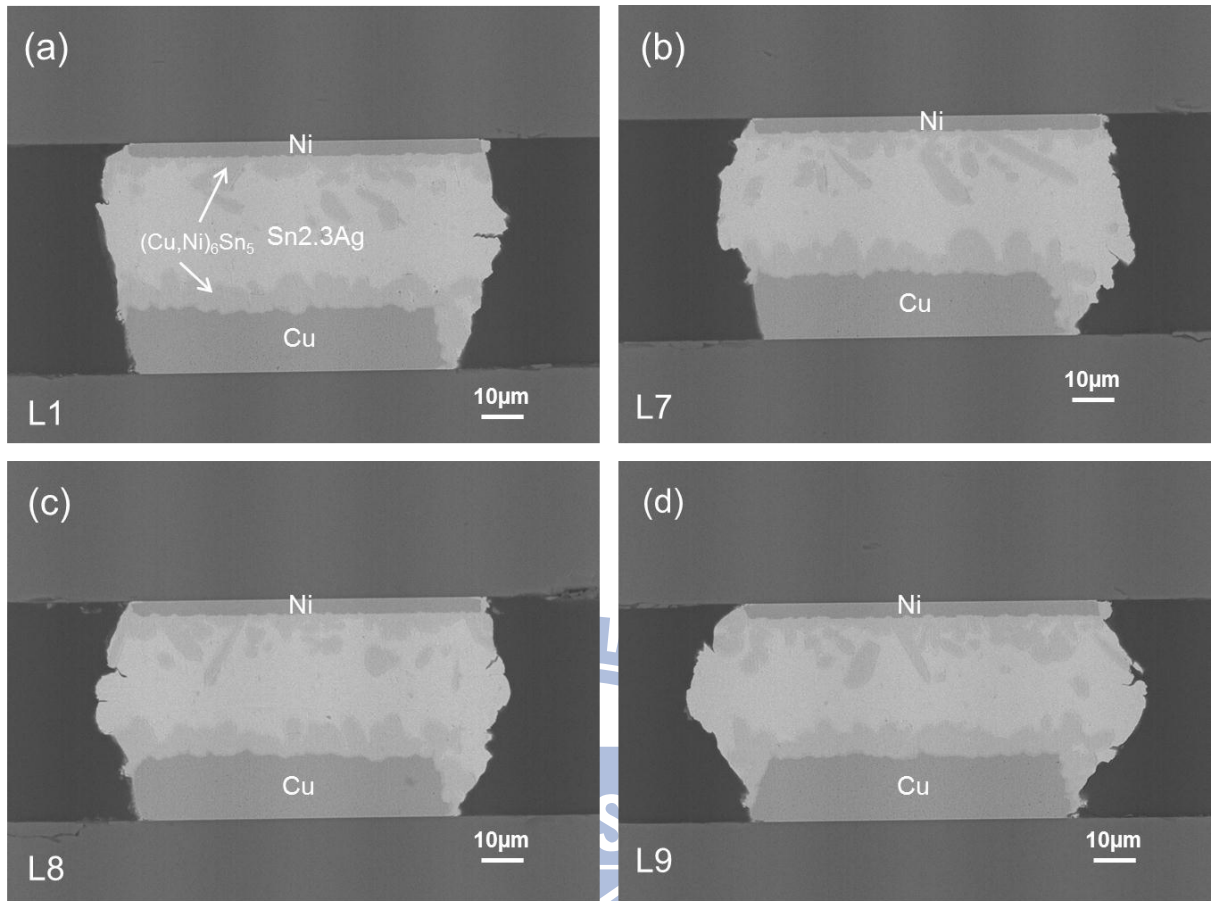


圖 4-2-10 Ni/~40 μm Sn_{2.3}Ag/Cu 迴錫 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖 (a) L1 (b) L7 (c) L8 (d) L9。

4-2-3 Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Ni System

圖 4-2-11 為 Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Ni 的 microbump 接合完成後，在 260°C 進行 0、30、180 分鐘的迴焊熱處理，尚未進行熱循環測試的側視圖，原先設定高度為 10 μm ，但鍍錫高度控制依舊不理想，稍微不同於低鍍錫高度系統，將一組迴鍍時間由 10 分鐘調整為 180 分鐘，目的是在於想嘗試將兩端 UBM 都是鎳，鍍錫高度 10 μm 的 microbump 全部轉變成 Ni_3Sn_4 的 IMC 接點，但效果卻不如預期，所有的樣品都沒有 IMC 接合，而經過 2000 次熱循環測試後的結果如圖 4-2-12 到圖 4-2-14，0 分鐘迴鍍時間的樣品，鍍錫高度接近預期，鍍錫邊緣也發現到了蠕變現象，且疲勞裂縫發生於鍍錫內部，180 分鐘迴鍍時間的樣品，鍍錫高度則過高，因為鍍錫體積量固定，高度拉高，導致鍍錫往內縮，變成圖 4-2-11-e 中的形貌，也同樣發現到疲勞裂縫成長於鍍錫內部。

單純比較 IMC 沒有接合的情形下，在 UBM 兩端均是鎳，提升鍍錫高度，使得疲勞裂縫的成長由 IMC/Soder 的介面發生，轉變成鍍錫內部發生。

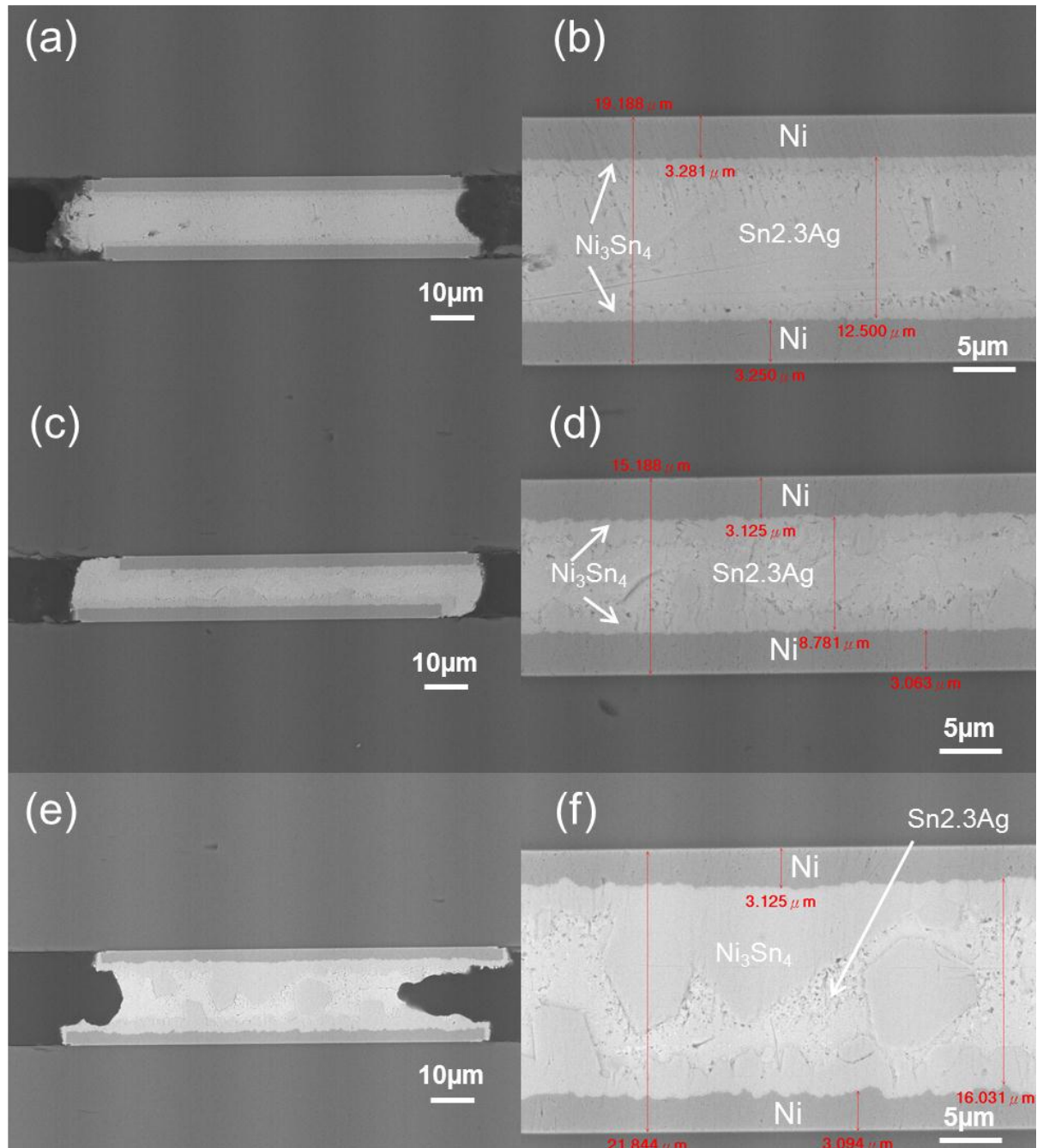


圖 4-2-11 Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Ni 在熱循環測試前經迴錫熱處理的 BEI 側視圖 (a) 0 分鐘 (b) 0 分鐘局部放大圖 (c) 30 分鐘 (d) 30 分鐘局部放大圖 (e) 180 分鐘 (f) 180 分鐘局部放大圖。

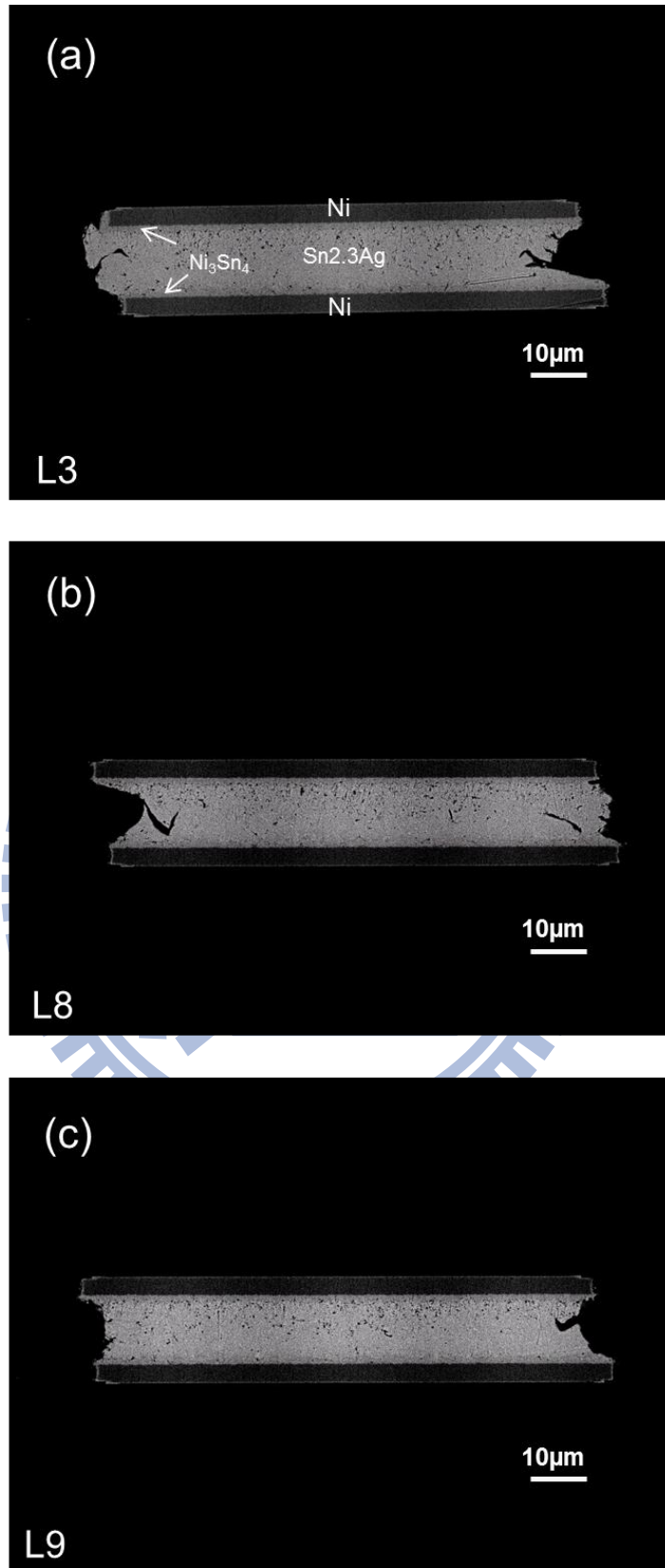


圖 4-2-12 Ni/~10µmSn2.3Ag/Ni 迴錫 0 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視

圖(a)L3 (b) L8 (c) L9。

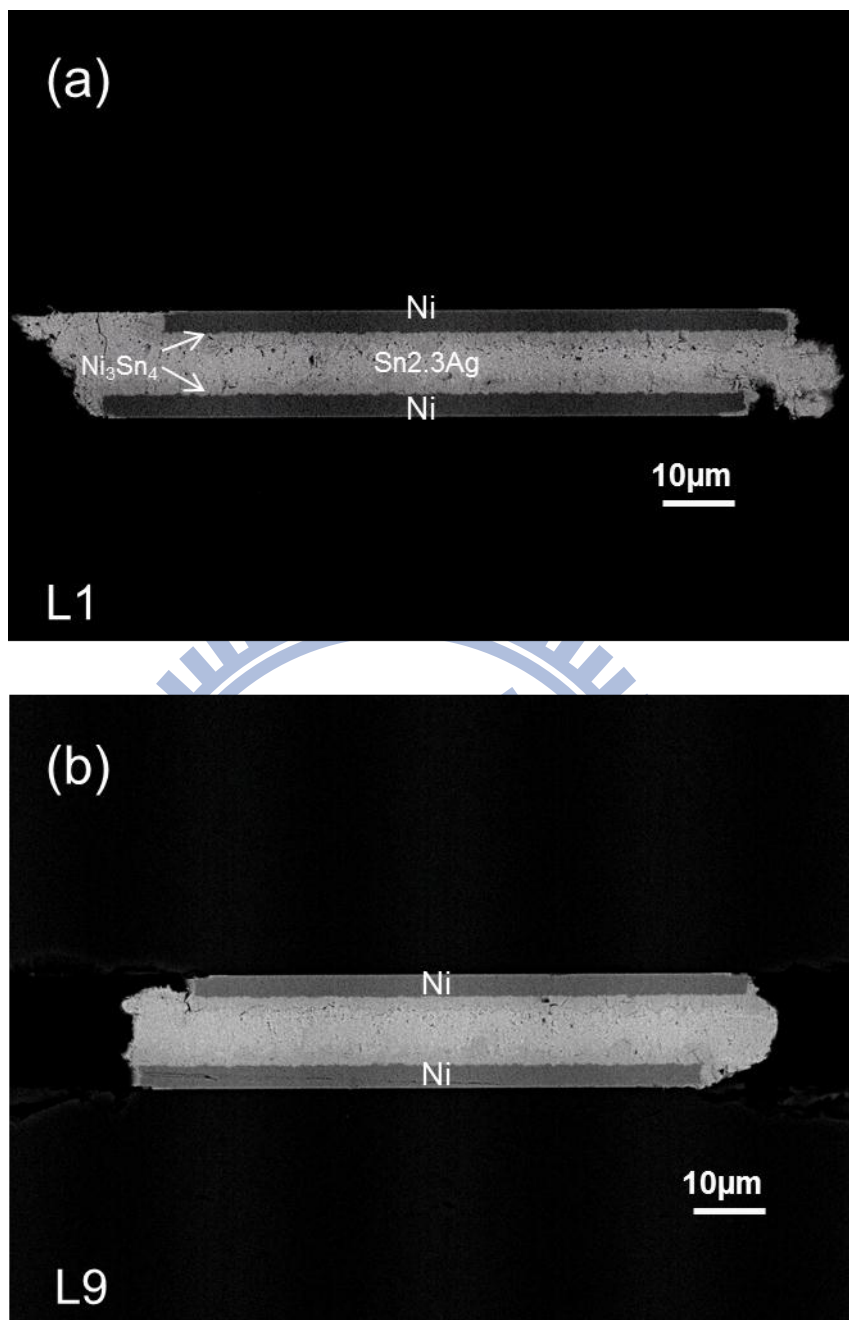


圖 4-2-13 Ni/~10 µmSn_{2.3}Ag/Ni 迴鉸 30 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a)L 1 (b) L9。

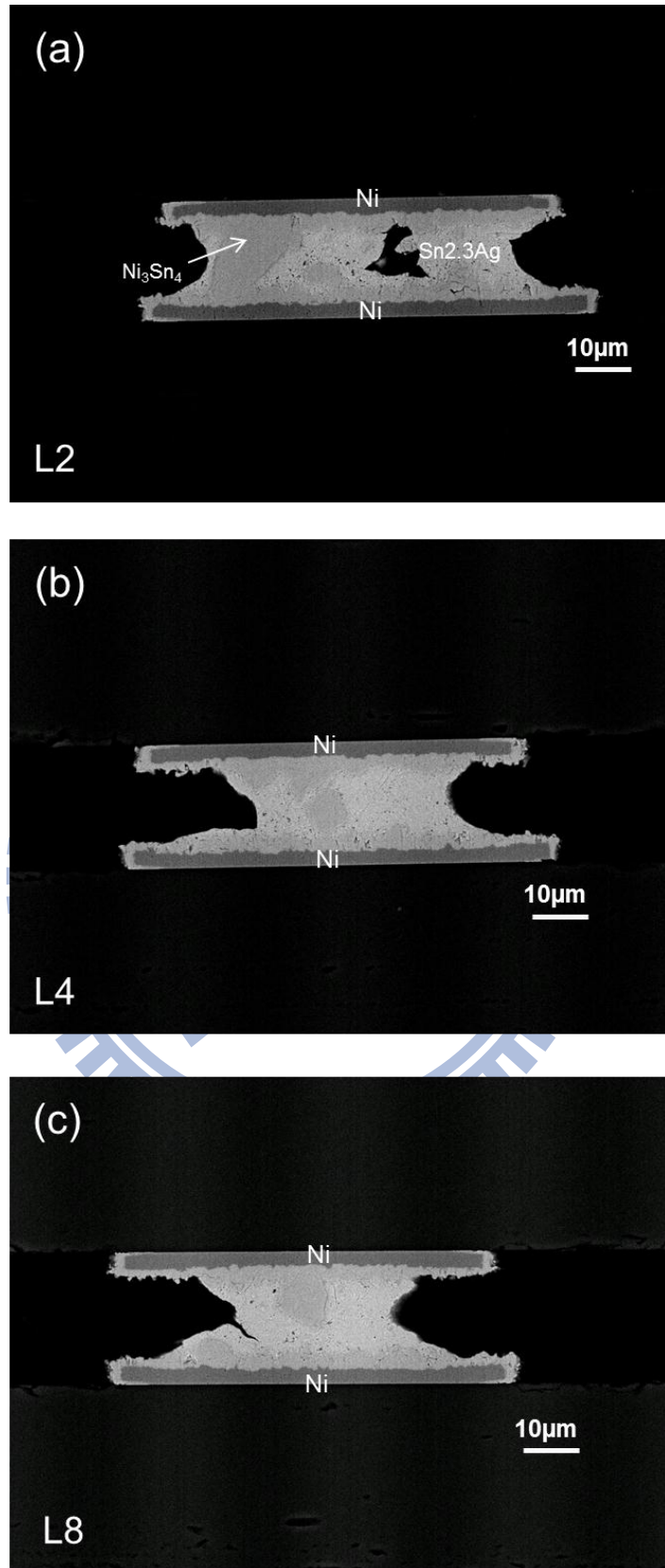


圖 4-2-14 Ni/~10 μmSn_{2.3}Ag/Ni 迴鋅 180 分鐘經過 2000 cycles 的 BEI 側視圖(a) L2 (b) L4 (c) L8。

4-3 不同 UBM 組成的影響

於 4-1 節中的三種 UBM 組成的 microbump，鉅錫高度均為 $10\ \mu\text{m}$ 左右，在不考慮 IMC 接合的情形下，均有疲勞裂縫的產生。在 Cu/Sn2.3Ag/Cu 的樣品中，雖然整體來看是屬於對稱結構的系統，但 IMC 與局部的熱膨脹係數不匹配與材料強度差異，造成裂縫產生；在 Ni/Sn2.3Ag/Cu 系統中，雖然形成三元的介金屬化合物，但不對稱的結構，使得鉅錫承受更大的應變，造成裂縫產生；在 Ni/Sn2.3Ag/Ni 中，亦是屬於對稱結構，相似於兩端均為銅的系統，由於 IMC 與局部的熱膨脹係數不匹配與材料強度差異，造成裂縫產生。

在實驗的過程中，都是以研磨到接近中心位置當作側視的標準，所觀察到的疲勞裂縫，似乎對整體而言影響不大，為探討裂縫發生的起始，將研磨位置調整到側邊，得到結果如圖 4-3-1，發現裂縫在 microbump 側邊沿著 IMC 與鉅錫的界面成長，且破壞的程度相較於中心位置的側視圖還要劇烈，可見疲勞裂縫是由鉅錫的外部往內部成環狀生長。

最後加入 Cu/Sn2.3Ag/Ni/Cu 的系統，四種高度均為 $10\ \mu\text{m}$ 左右的 microbump，在 IMC 尚未接合的情況下進行 1000 cycles 的熱循環測試，再次比較各個系統的機械性質並檢視疲勞裂縫的再現性，發現 Cu/Sn2.3Ag/Cu、Ni/Sn2.3Ag/Cu 與 Ni/Sn2.3Ag/Ni 的系統，在經過 1000 cycles 的測試後，就已經產生疲勞裂縫(如箭號所示)，而 Cu/Sn2.3Ag/Ni/Cu 的系統卻沒有發現任

何破壞產生，其兩端均生成 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 的IMC，推測由於在 $20\ \mu\text{m}$ 銅墊層再電鍍上 $3\ \mu\text{m}$ 的鎳墊層，相較於Ni/Sn2.3Ag/Cu系統，減少了不對稱結構造成的應變，再加上三元介金屬化合物於兩端生成，使得此系統能夠承受1000 cycles的熱循環測試。

將不同UBM組成與所有測試條件對於microbump的破壞分析整理如表4-3-1所示，不管UBM的組成為何，在形成IMC的接點後，都能提高抵抗熱循環測試的能力。

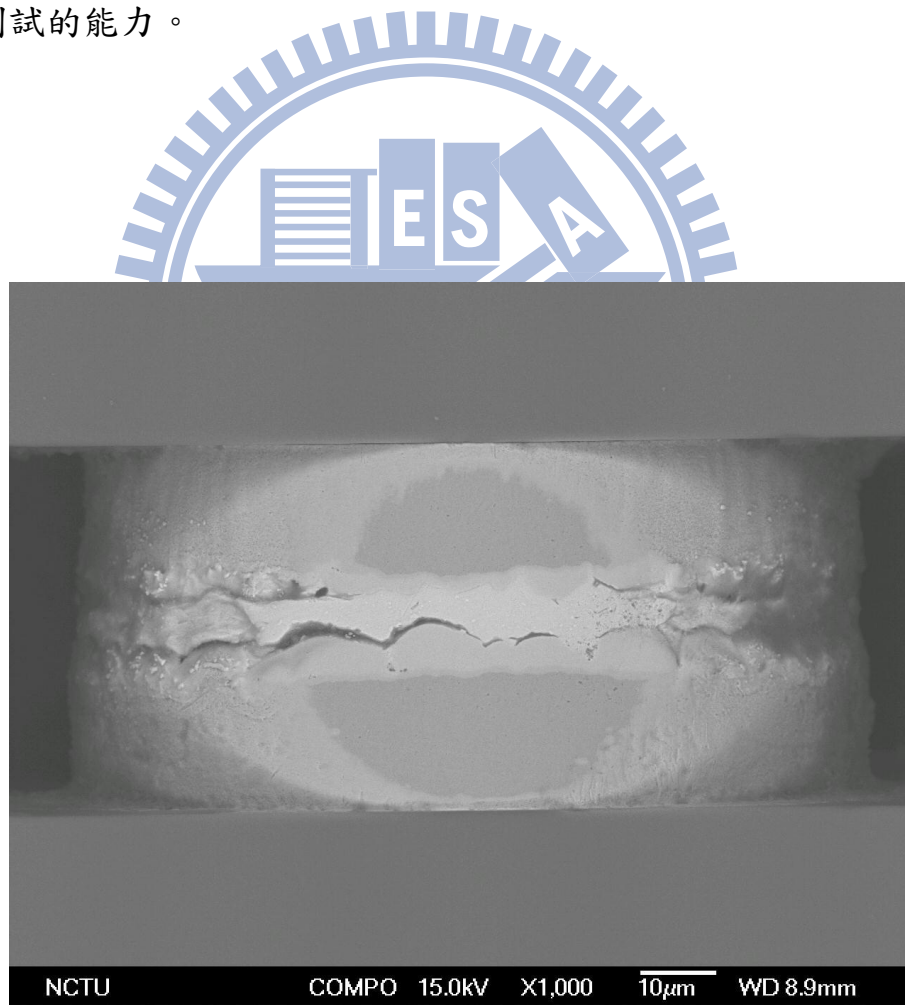


圖4-3-1 Cu/Sn2.3Ag/Cu 經熱循環測試1000cycles 研磨位置未到中間區域的BEI側視圖。

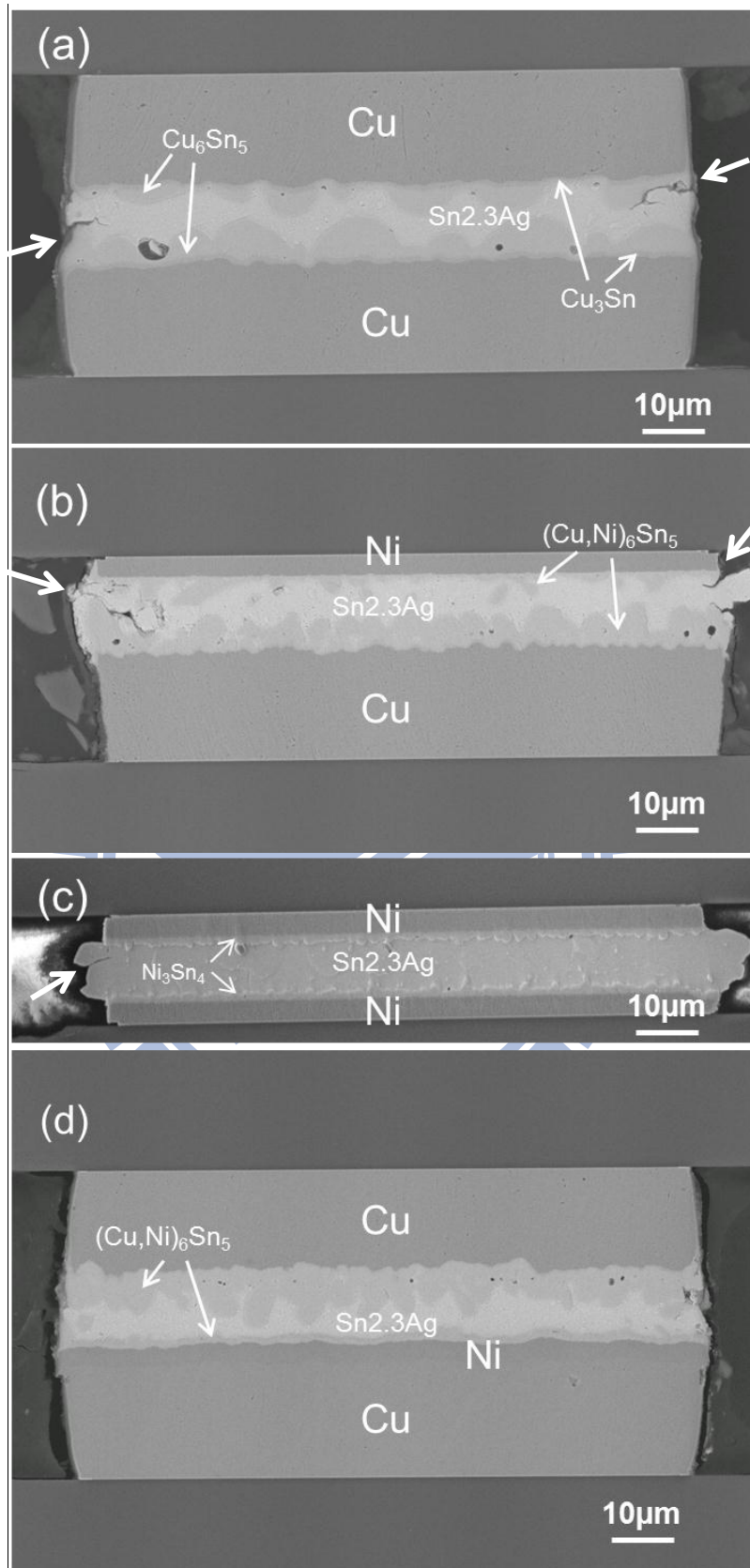


圖4-3-2 四種UBM結構的microbump經熱循環測試2000 cycles的BEI側視圖
 (a) Cu/Sn_{2.3}Ag/Cu (b) Ni/Sn_{2.3}Ag/Cu (c) Ni/Sn_{2.3}Ag/Ni(d)Cu/Sn_{2.3}Ag/Ni/Cu

Thermal Cycling Test							
鍍錫高度	~10 μ m				~40 μ m		
UBM組合	Cu/Cu	Ni/Cu	Ni/Ni (~4 μ m)	Cu+Ni/Cu	Cu/Cu	Ni/Cu	Ni/Ni (~10 μ m)
循環數	1000,2000			1000	2000	2000	2000
before IMC Bridging	疲勞裂縫生成			沒有發現 破壞	疲勞裂縫生成		
after IMC Bridging	沒有發現破壞				X		
破壞發生 處	IMC/solder interface			沒有發現破壞	Solder surface		

表 4-3-1 四種 UBM 組成與測試條件對於 microbump 的破壞分析整理。

4-4 以 FEA 模擬 microbump 的應力應變分析

本小節利用 FEA 來模擬 microbump 進行熱循環測試時，最高溫度(125°C)與最低溫度(-55°C)的應力與應變的分布，而參考溫度(Reference Temperature)採用錫銀鉛錫熔點(226°C)與迴錫熱處理溫度(260°C)，主要觀察的 microbump 有位於最角落、最邊排中間與最中間。

從文獻中得知[20]，利用 FEA 進行鉛錫接點經熱循環測試時的應力應變分布時，最常採用的參考溫度為填充底膠的固化溫度與鉛料熔點，但在本研究的 microbump 系統中，並沒有上填充底膠，因此加入迴錫熱處理的溫度進行對照，而與以往的報導做比較，由於參考溫度設於較高溫度的錫銀鉛錫熔點(226°C)，又熱處理結束後採用空冷的方式，在 microbump 系統中會有過冷現象(Overcooling)發生，導致鉛錫的固化溫度下降，因此 FEA 所模擬出來應力與應變的數值，有略為高估的趨勢，相較於其他文獻的報導，大約大上 3~4 倍[31-32]，但是並不影響其分布的情形。若由破壞裂縫之臨界應力 σ_c 來討論，則 σ_c 可表示如下列關係式：

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad \dots\dots\dots \text{Griffith strength relation}$$

a 為裂縫長度之半、 γ_s 為表面能、E 為楊氏模數 (Young's Modulus)。根據 Griffith theory 關係式得知裂縫成長的臨界應力 (Critical Stress for the crack to propagate) 與楊氏模數的 $\frac{1}{2}$ 次方成正比 [33]，所以當材料的楊氏模數越大，其裂縫成長所需的應力值越大，裂縫越不容易成長。

此外，在討論材料的破壞現象時，降伏強度 (Yield Strength) 為材料開始產生永久的塑性應變所承受的應力，可以用來判斷系統中何處最先開始產生破壞，從 Deng 等人利用有限元素分析搭配奈米硬度測試的實驗數據 [34]，去量測並估算對於 Cu 與 Sn-Ag 錒錫系統中所出現 IMC 的降伏強度，並整理如表 4-4-1 所示，其降伏強度的數據提供本研究作為討論 microbump 中破壞發生的依據，相當符合本研究所觀察到的現象。

模擬的幾何尺寸側視示意圖如圖 4-4-1 所示，銅墊層高度為 $20\ \mu\text{m}$ ，鎳墊層為 $3\ \mu\text{m}$ ，兩端 IMC 均設為 $1\ \mu\text{m}$ ，錒錫高度則有 $4\ \mu\text{m}$ 、 $10\ \mu\text{m}$ 與 $40\ \mu\text{m}$ ，以上直徑均為 $100\ \mu\text{m}$ ，進行不同 UBM 結構模擬時，利用示意圖中的結構進行 UBM 的變換。

邊界條件 (Boundary Condition) 從溫度與位移 (Displacement) 去定義，溫度上為參考溫度 $226\ ^\circ\text{C}$ ，體載荷 (Body Load) 在 $125\ ^\circ\text{C}$ 與 $-55\ ^\circ\text{C}$ 下均溫；位移方面則考慮到轉動及移動之平衡，故設定在 $X > 0$ 、 $Z = 0$ 的平面上， Z 方向位移為 0，在 $X = 0$ 、 $Z = 0$ 的直線上， X 方向的位移為 0，與在 $X = 0$ 、 $Y = 0$ 、 $Z = 0$ 的點上， Y 方向的位移為 0；去檢查位移的邊界條件，會發現在這樣子的設定下，系統不會有總位移，也不會有轉動的現象。

從應力分布的結果中發現，microbump 在最高溫與最低溫的分布趨勢皆相同（如圖 4-4-2），兩種參考溫度模擬的結果趨勢也相同（如圖 4-4-2 與 4-4-3），且不同位置的 microbump 並不會造成應力分布的改變（如圖 4-4-4），因此接下來的探討皆是採用最高溫度（125 °C）、參考溫度 226 °C 且位於最角落的 microbump，且以下有關於應力與應變的模擬圖皆是形變放大 40 倍後的結果。

跟早期的 FCOB 相比，少了高分子基板與矽晶片間極大熱膨脹係數不匹配造成的應力，本研究中的 microbump 在熱循環測試後，仍然可以觀察到疲勞裂縫的產生，且不用考慮 microbump 與晶片中心的位置，可見 microbump 系統中局部的膨脹係數不匹配仍然會造成應力分布不均，使得應變累積在結構中降伏強度最小的部分，進而形變造成破壞。

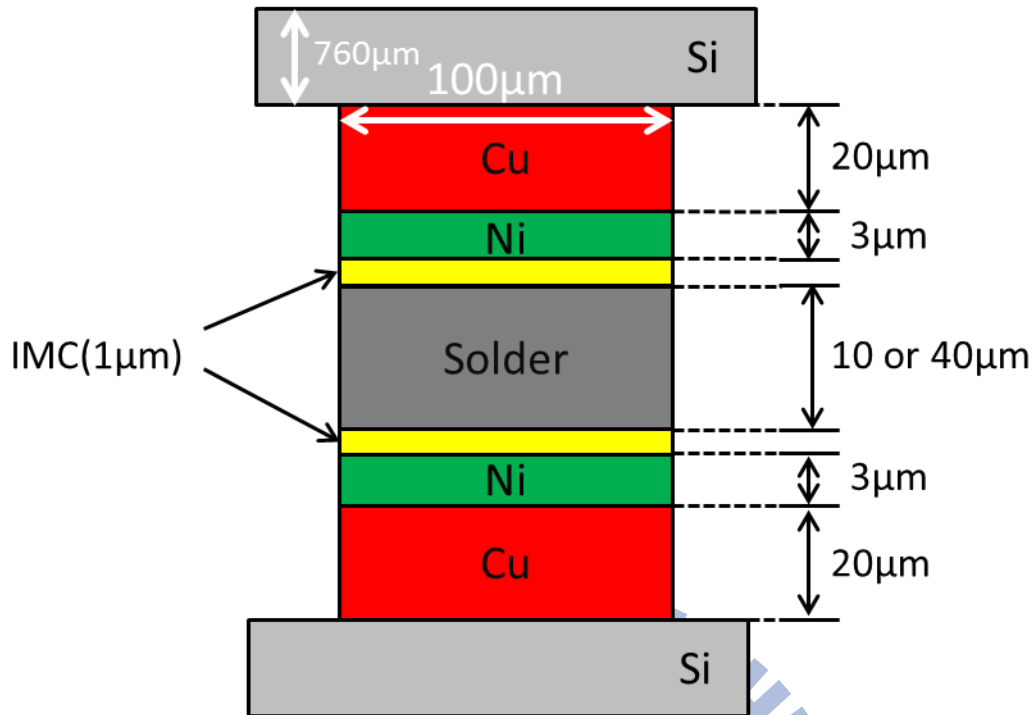


圖 4-4-1 模擬幾何尺寸側視示意圖

Phase	Yield Strength(MPa)
Cu	180 ± 9
Sn-3.5Ag	50 ± 2
Pure Sn	35 ± 0.4
Ag_3Sn	794 ± 92
Cu_6Sn_5	2009 ± 63
Cu_3Sn	1787 ± 108

表 4-4-1 銅墊層、錫鉛與 IMC 的降伏強度表[34]

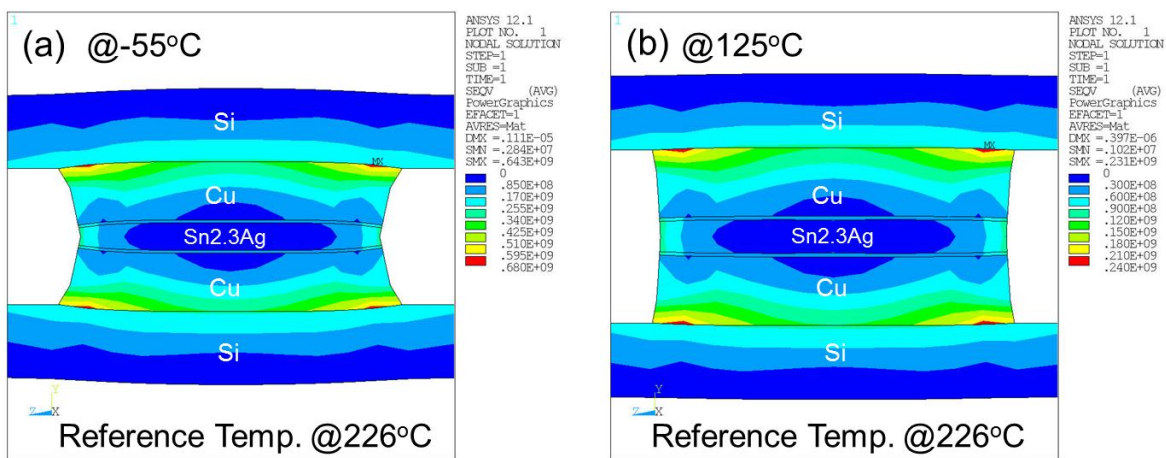


圖 4-4-2 Cu/ $\sim 10\ \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 於晶片最角落參考溫度@226°C 的應力分佈模擬 (a)最低溫(-55°C) (b)最高溫(125°C)。

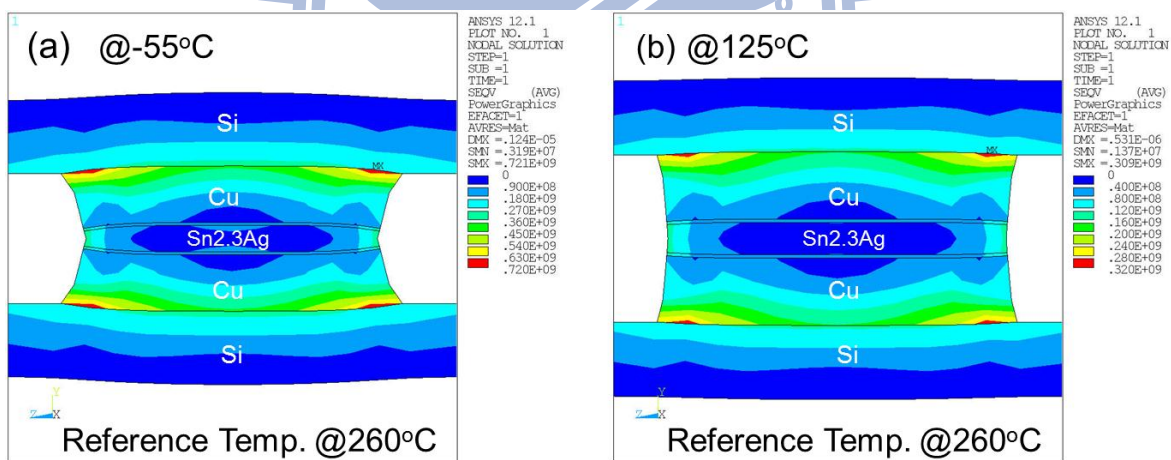


圖 4-4-3 Cu/ $\sim 10\ \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 於晶片最角落參考溫度@260°C 的應力分佈模擬 (a)最低溫(-55°C) (b)最高溫(125°C)。

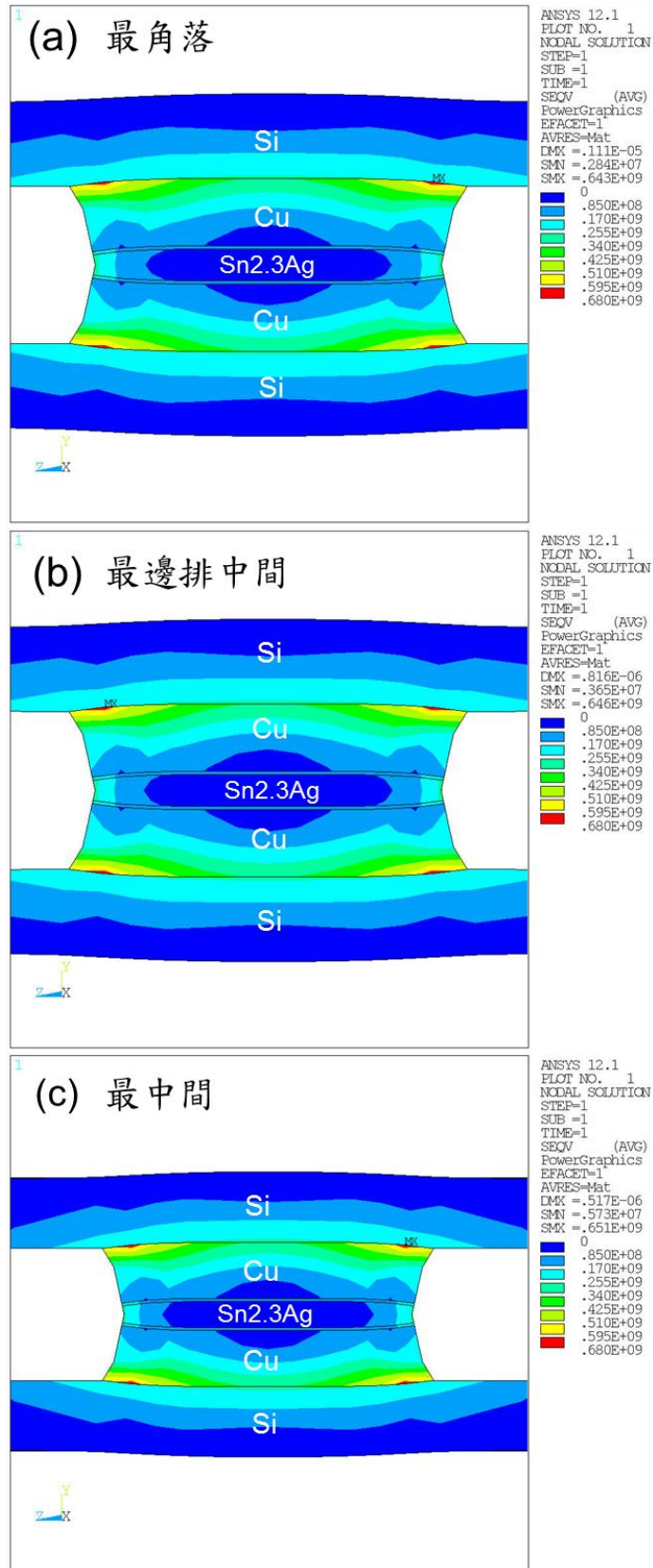


圖 4-4-4 Cu/ $\sim 10 \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 在最低溫(-55°C)參考溫度@226°C 的應力分佈模擬 (a)最角落位置 (b)最邊排中間位置 (c)最接近晶片中心位置。

4-4-1 銲錫高度對於破壞起始位置的影響

根據表 4-3-1 的整理，在低銲錫高度($\sim 10 \mu\text{m}$)的系統中，破壞通常都發生在 IMC 與銲錫的界面上，而高銲錫高度系統($\sim 40 \mu\text{m}$)則是於銲錫表面破壞，為了釐清銲錫高度造破壞起始位置的改變，利用 FEA 模擬 Cu/Sn2.3Ag/Cu 與 Ni/Sn2.3Ag/Cu 兩種銲錫高度，其銲錫內部應變的分布情形如圖 4-4-5 與圖 4-4-6。

不論 UBM 組成與銲錫高度為何，銲錫部分為 microbump 結構中最弱的區域，楊氏模數(Young's modulus)為結構中最低者，裂縫成長所需的臨界應力最小，其降伏強度亦為結構中最小者，在熱循環測試的過程中，銲錫內部無法承受應力集中造成的應變累積，進而產生形變，破壞最先發生在銲錫部分，然而從模擬銲錫內部應變分布的結果中發現，當銲錫高度改變時，銲錫內部所承受到的應變不同，在銲錫高度 $10 \mu\text{m}$ 中的應變分布明顯的大於銲錫高度 $40 \mu\text{m}$ ，推斷在低銲錫高度的系統中，在熱循環測試的過程中，處於較高應力應變的環境，因此銲錫在測試過程中，來不及釋放應變，而直接於最弱的介面上產生裂縫，而高銲錫高度的系統中，承受的應力應變較小，在測試過程中，銲錫有足夠時間的釋放應變，於銲錫表面向內部產生裂縫。

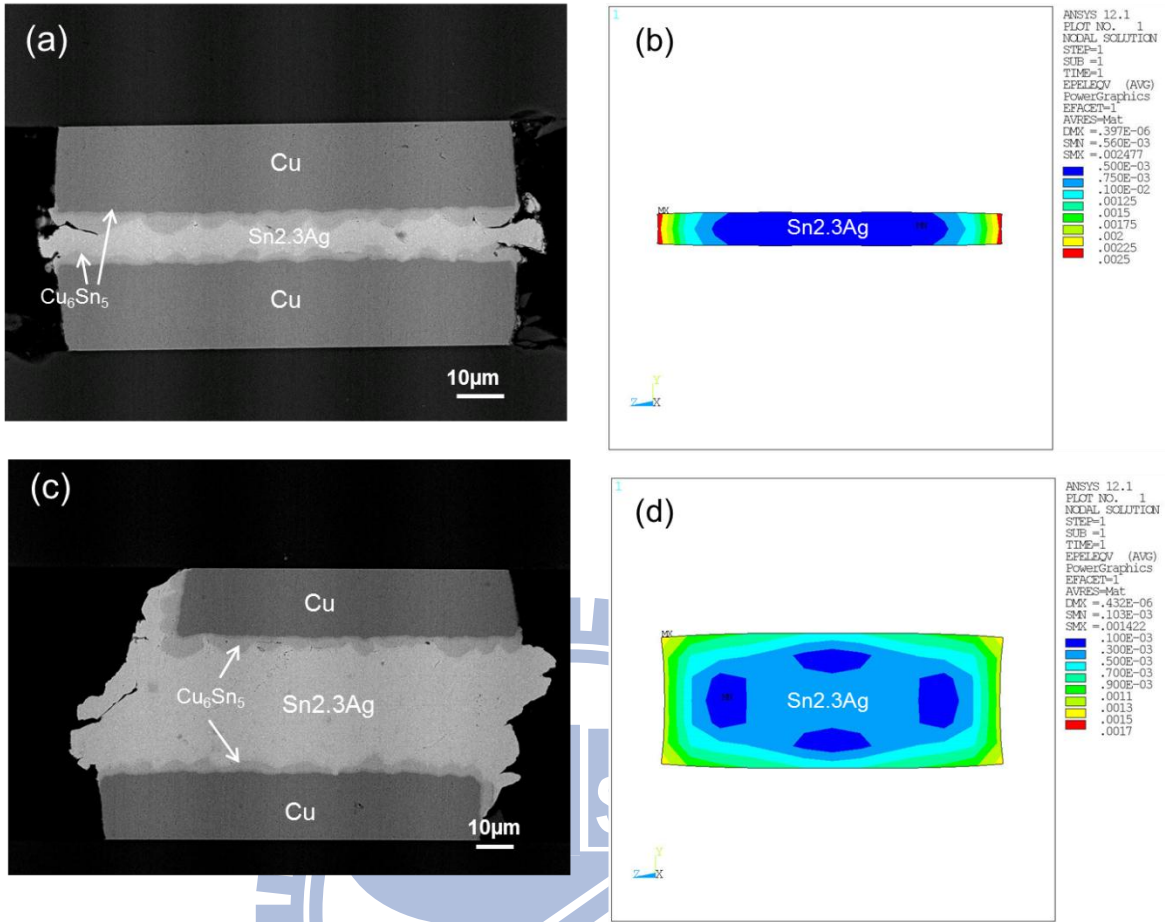


圖 4-4-5 (a) Cu/ $\sim 10 \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖
 (b) Cu/ $\sim 10 \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)錫錫內部的應變分佈
 (c) Cu/ $\sim 40 \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖
 (d) Cu/ $\sim 40 \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)錫錫內部的應變分佈

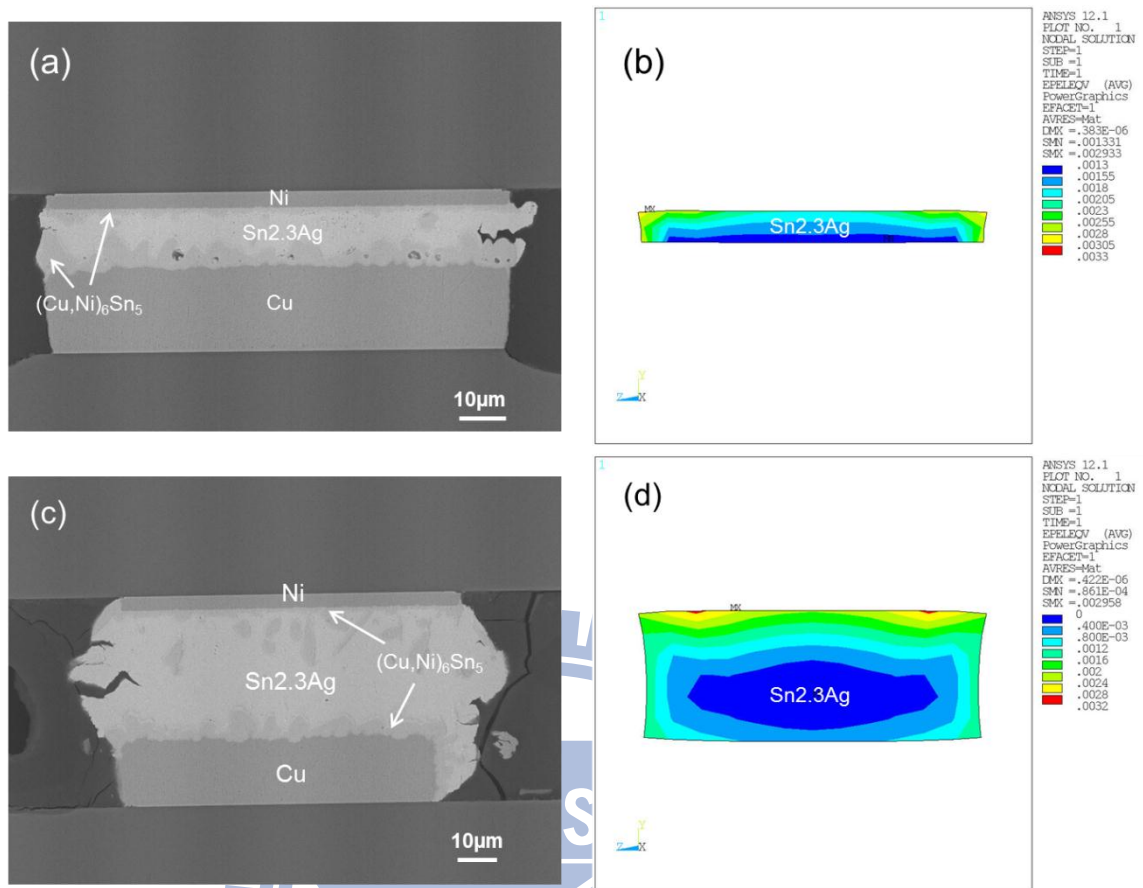


圖 4-4-6 (a) Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖
 (b) Ni/~10 μm Sn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)錫錫內部的應變分佈
 (c) Ni/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖
 (d) Ni/~40 μm Sn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C)錫錫內部的應變分佈

4-4-2 IMC 成分對於裂縫產生的影響

根據 4-1-1 與 4-1-2 節的結果中發現，銲錫高度為 10 μm 左右，Cu/Sn2.3Ag/Cu 的系統中可以發現在兩端的 IMC 與銲錫的界面上均有疲勞裂縫的產生，而 Ni/Sn2.3Ag/Cu 的系統中的疲勞裂縫都是發生在銅端 IMC 與銲錫介面上，在鎳端 IMC 與銲錫介面上沒有觀察到破壞的現象，利用 FEA 模擬 Cu/Sn2.3Ag/Cu 與 Ni/Sn2.3Ag/Cu 兩種結構，在 10 μm 銲錫高度下的應變分佈情形如圖 4-4-7。

從結構中應變的分布圖中可以得知，在兩種系統中，銲錫外部承受到的應變都是均勻的，在 Ni/Sn2.3Ag/Cu 的結構中，一端是 3 μm 的鎳墊層，另一端是 20 μm 的銅墊層，其結構上的不對稱，使得銲錫內部所受到的應力應變比起兩端皆是 20 μm 的銅墊層 Cu/Sn2.3Ag/Cu 系統，還大上 20% 的形變量，Cu/Sn2.3Ag/Cu 在兩端均能發現裂縫的產生，然而 Ni/Sn2.3Ag/Cu 只在銅端 IMC 與銲錫介面上產生裂縫，也再次佐證先前的推測，三元的 IMC 相較於二元，更能穩定 IMC 與銲錫的界面，進而抑制裂縫的產生。

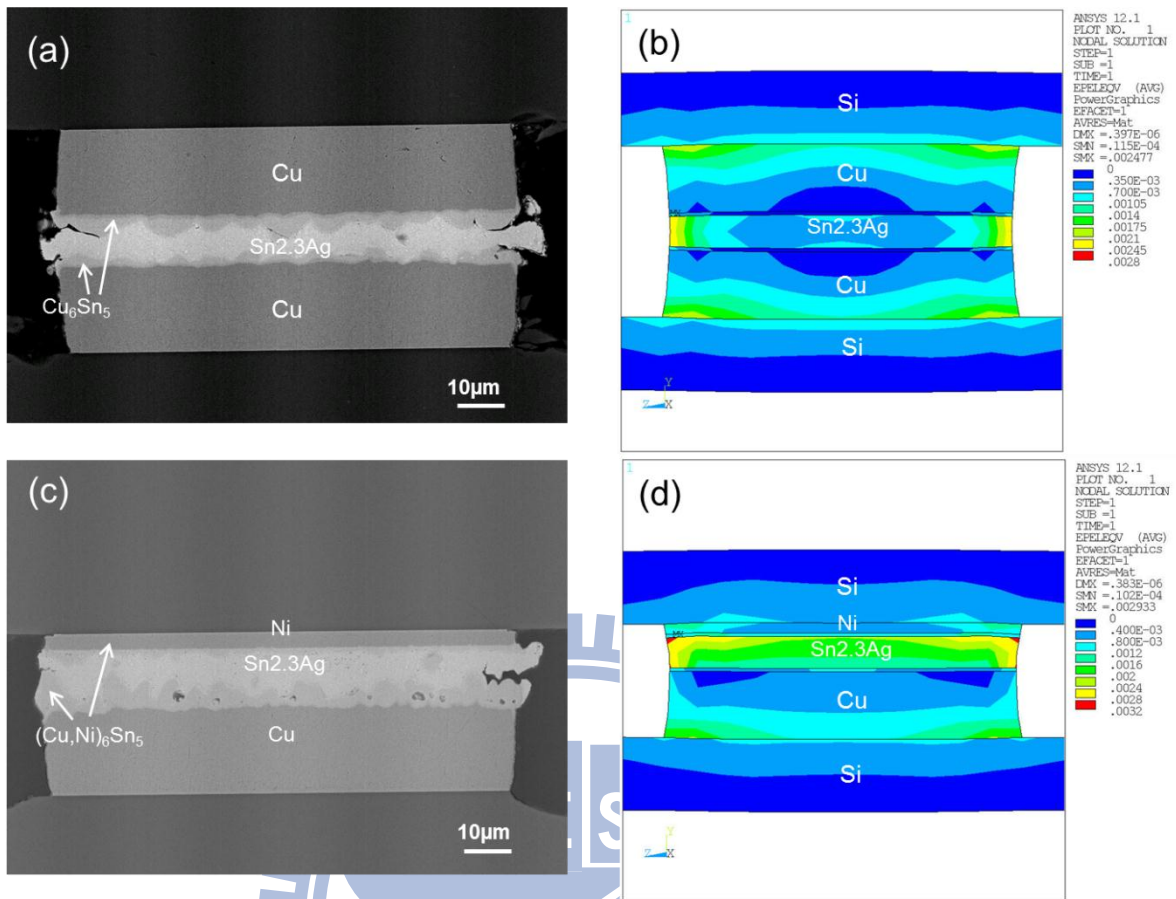


圖 4-4-7 (a) Cu/ $\sim 10\ \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖
 (b) Cu/ $\sim 10\ \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C) 接點結構應變分佈
 (c) Ni/ $\sim 40\ \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 經 2000 次熱循環測試後的 BEI 側視圖
 (d) Ni/ $\sim 40\ \mu\text{m}$ Sn2.3Ag/Cu 於最高溫(125°C) 接點結構應變分佈

第五章 結論

銲錫高度 $10\mu\text{m}$ 左右的microbump，除了Cu/Sn2.3Ag/Ni/Cu的結構，其它三種UBM組成在IMC尚未接合之前，在經過熱循環測試後，均會有疲勞裂縫的生成，且大多沿著IMC與銲錫的界面，由外部往內部成環狀成長，在Ni/Sn2.3Ag/Cu系統中發現， $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 的三元IMC相較於 Cu_6Sn_5 更能穩定與銲錫的界面，降低疲勞裂縫的產生，而提高銲錫高度，將使得破壞的發生從IMC與銲錫的界面轉變成銲錫內部，且蠕變現象與疲勞裂縫比低銲錫高度來的劇烈，透過FEA模擬應力應變分布的結果，也再次佐證了先前的結論，在四種UBM組成，銲錫高度 $10\mu\text{m}$ 的結構中，Cu/Sn2.3Ag/Ni/Cu 結構的microbump在經過1000cycles的熱循環測試後，擁有最佳抗熱循環測試的能力。

從許多的文獻報導中可得知，許多研究者認為IMC脆性將不利於三維的封裝技術，但在本研究中，加長迴銲熱處理的時間後，IMC開始接合，並有效的抑制裂縫的成長，不同UBM結構的microbump在IMC完全接合的情形下，即使經過了2000 cycles的熱循環測試，均沒有發現破壞的產生，可見轉變成IMC的microbump擁有良好的機械性質，能大幅度提升抵抗熱循環測試的能力。

本研究對於常見的UBM組合，提供了相當完整的比較，包括不同UBM的組成、銲錫高度與介金屬化程度對於microbump機械性質的影響。

參考文獻

- [1]. Tomlinson, W. and A. Fullylove, Strength of tin-based soldered joints. *Journal of materials science*, 1992. 27(21): p. 5777-5782.
- [2]. Abtew, M. and G. Selvaduray, Lead-free solders in microelectronics. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2000. 27(5-6): p. 95-141.
- [3]. Said F. Al-sarawi, Derek Abbott, and Paul D. Franzon, A review of 3-D packaging technology. *IEEE TRANSACTIONS ON COMPONENTS, PACKAGING, AND MANUFACTURING TECHNOLOGY—PART B, VOL. 21, NO. 1, FEBRUARY 1998*.
- [4]. Ladani, L.J., Numerical analysis of thermo-mechanical reliability of through silicon vias (TSVs) and solder interconnects in 3-dimensional integrated circuits. *Microelectronic engineering*, 2010. 87(2): p. 208-215.
- [5]. Jang, D.M., et al. Development and evaluation of 3-D SiP with vertically interconnected through silicon vias (TSV). 2007 *Electronic Components and Technology Conference*
- [6]. Robert S. Patti, Three-dimensional integrated circuits and the future of system-on-chip designs. *Proceedings of the IEEE*, 2006. 94(6): p. 1214-1224.
- [7]. D. R. Frear, *Materials Issues in Area-Array Microelectronic Packaging*.

Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 1999.

[8]. T.Fukushima, et al. Self-assembly technology for reconfigured wafer-to-wafer 3D integration. 2010 Electronic Components and Technology Conference

[9]. Tu, K.N., Solder joint technology. 2007: Springer.

[10]. Yang, R.W., Precipitation of large Ag_3Sn intermetallic compounds in SnAg2.5 microbumps after multiple reflows in 3D-IC packaging, Materials Chemistry and Physics, 2012, 134 p.340-344.

[11]. Kim, K., S. Huh, and K. Sukanuma, Effects of intermetallic compounds on properties of Sn-Ag-Cu lead-free soldered joints, Journal of alloys and compounds, 2003. 352(1-2): p. 226-236.

[12]. Zeng, K. and K. Tu, Six cases of reliability study of Pb-free solder joints in electronic packaging technology. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2002. 38(2): p. 55-105.

[13]. B.S.S.Chandra Rao, D.M Fernandez, V.Kripesh, and K.Y.Zeng, Effect of Solder Volume on Diffusion Kinetics and Mechanical Properties of Microbump Solder Joints. 2010 Electronics Packaging Technology Conference.

[14]. Choi, W., S. Kang, and D.Y. Shih, A study of the effects of solder volume on the interfacial reactions in solder joints using the differential scanning

calorimetry technique. *Journal of electronic materials*, 2002. 31(11): p. 1283-1291.

[15]. Huebner, H., S. Penka, B. Barchmann, M. Eigner, W. Gruber, M. Nobis, S. Janka, G. Kristen, M. Schneegans, Microcontacts with sub-30 μm pitch for 3D chip-on-chip integration. *Microelectronic engineering*, 2006. 83(11-12): p. 2155-2162.

[16]. Islam, M., A. Sharif, and Y. Chan, Effect of volume in interfacial reaction between eutectic Sn-3.5% Ag-0.5% Cu solder and Cu metallization in microelectronic packaging. *Journal of electronic materials*, 2005. 34(2): p. 143-149.

[17]. T. T. Mattila, H. Xu, O. Ratia, and M. Paulasto-Kröckel, Effects of Thermal Cycling Parameters on Lifetimes and Failure Mechanism of Solder Interconnections. 2010 Electronic Components and Technology Conference.

[18]. Robert Darveaux, Sabira Enayet, Corey Reichman, Christopher J. Berry, and Nabeel Zafar, Crack Initiation and Growth in WLCSP Solder Joints. 2011 Electronic Components and Technology Conference.

[19]. Robert Darveaux, Effect of Assembly Stiffness and Solder Properties on Thermal Cycle Acceleration Factors. THERMINIC, Belgirate, Italy, Sept. 2005 .

[20]. John H. L. Pang, D. Y. R. Chong, and T. H. Low, Thermal Cycling

Analysis of Flip-Chip.Solder Joint Reliability. IEEE TRANSACTIONS ON COMPONENTS AND PACKAGING TECHNOLOGIES, VOL. 24, NO. 4, DECEMBER 2001.

[21]. S.L. Wright, R. Polastre, H. Gan* L.P. Buchwalter, R. Horton, P.S. Andry, E. Sprogis, C. Patel, C. Tsang,J. Knickerbocker, J.R. Lloyd, A. Sharma, M.S. Sri-Jayantha, Characterization of Micro-bump C4 Interconnects for Si-Carrier SOP Applications. 2006 Electronic Components and Technology Conference.

[22]. X. Deng, R.S. Sidhu, P. Johnson, and N. Chawla, Influence of Reflow and Thermal Aging on the Shear Strength and Fracture Behavior of Sn-3.5Ag Solder/Cu Joints. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 36A, pp. 55-64. 2005.

[23]. C.M.L. Wu and M. Huang, Microstructural evolution of lead-free Sn-Bi-Ag-Cu SMT joints during aging, IEEE Transactions on Advanced Packaging, 28, pp.128-133, 2005.

[24]. Henry Y. Lu, Haluk Balkan, and K.Y. Simon Ng, Microstructure evolution of the Sn–Ag–y%Cu Interconnect. Microelectronics and Reliability. 46, p. 1058-1070, 2006.

[25]. Desmond Y.R. Chong, F.X. Che, John H.L. Pang, Kellin Ng, Jane Y.N. Tan, and Patrick T.H. Low, Drop impact reliability testing for lead-free and

lead-based soldered IC packages, *Microelectronics and Reliability*, 46, pp.1160-1171, 2006.

[26]. Chin C. Lee, Pin J. Wang, and Jong S. Kim, Are Intermetallics in Solder Joints Really Brittle? , 2007 Electronic Components and Technology Conference.

[27]. W.W. Lee, L.T. Nguyen, G.S. Selvaduray, Solder joint fatigue models: review and applicability to chip scale packages, *Microelectronics Reliability* 40 (2000) 231-244.

[28]. John H. L. Pang and D. Y. R. Chong, Flip Chip on Board Solder Joint Reliability Analysis Using 2-D and 3-D FEA Models, *IEEE TRANSACTIONS ON ADVANCED PACKAGING*, VOL. 24, NO. 4, NOVEMBER 2001

[29]. JESD22-A104C, JEDEC STARDAND, 2005.

[30]. Chun Yu, Junyan Liu, Hao Lu, Peilin Li, Junmei Chen, First-principles investigation of the structural and electronic properties of $\text{Cu}_{6-x}\text{Ni}_x\text{Sn}_5$ ($x = 0, 1, 2$) intermetallic compounds. *Intermetallics* 15 (2007) 1471-1478.

[31]. Xu Chen, Y.C. Lin, Xingsheng Liu, Guo-Quan Lu, Fracture mechanics analysis of the effect of substrate flexibility on solder joint reliability. *Engineering Fracture Mechanics* 72 (2005) 2628–2646.

[32]. H.L.J. Pang, T.I Tan, G.Y. Lim, and C.L. Wong, Thermal Stress Analysis

of Direct Chip Attach Electronic Packaging Assembly. 1997 IEEW/CPMT Electronic Packaging Technology Conference.

[33]. Marc Andre Meyers, Krishan Kumar Chawla, Mechanical behavior of materials. 1999: Prentice Hall.

[34]. X. Deng, N. Chawla, K.K. Chawla, M. Koopman, Deformation behavior of (Cu, Ag)–Sn intermetallics by nanoindentation, Acta Materialia 52 (2004) 4291–4303.

