

科技部補助專題研究計畫成果報告 期末報告

新式超音波輔助錫鉛製程應用於太陽能電池導線製作與其可靠 度之研究(II)

計畫類別：個別型計畫
計畫編號：MOST 106-2221-E-040-005-
執行期間：106年08月01日至107年09月30日
執行單位：中山醫學大學職業安全衛生學系暨碩士班

計畫主持人：莊正利

計畫參與人員：碩士班研究生-兼任助理：簡邵安

報告附件：出席國際學術會議心得報告

中華民國 107 年 12 月 11 日

中文摘要：隨環境保護之高度需求，開發綠色能源已成為全球共識，由於太陽能具豐富、乾淨且低汙染等優點，為現今主要發展之綠色能源。太陽能電池中矽基材電池具較高效率且周邊相關設施發展完整，為現今太陽能電池之主要型式，但矽基材太陽能電池具硬脆性質，傳統超音波銲接製程需以高負荷與矽基材緊密接觸，方可使金屬導帶與矽基材接合，但過接合過程中，過高之接合負荷與超音波能量，易使矽基材產生為裂縫之缺陷，故大部分電力輸送導帶之製作使用傳統之錫銲技術，但錫銲製程受限於錫銲料與接合物之潤濕性不佳，無法形成良好之銲合品質。超音波輔助錫銲製程係以傳統之錫銲技術加入超音波輔助能量，用以提升錫銲料與矽基材之潤濕性，提升錫銲製程之銲著性。太陽能電池隨設置地點之差異，受熱歷程不同，均可能對超音波輔助錫銲製程應用於電力導帶與太陽能電池銲合之可靠度造成影響，故本研究擬以超音波輔助錫銲製程進行矽基材太陽能電池之製作，並依可靠度之測試規範，進行超音波輔助錫銲道之可到度測試，並評估錫銲道於矽基材太陽能電池之可靠度。本研究採用矽基材表面預鍍鋁膜作為太陽能電池之基材；以市售線徑1 mm 之Sn-Zn-Sb銲線為錫銲材；以120°C之矽基材預熱溫度與超音波輔助振幅4.7 μm 進行超音波輔助錫銲實驗。根據IEC 61646 可靠度測試規範之相關要求，將銲合完成之試片進行濕熱測試、濕冷測試、熱循環測試以及高溫儲存測試，用以評估其可靠度與探討其失效機制。實驗結果顯示經過壽命試驗之錫銲道，其剪力強度均出現明顯之下降趨勢，經濕熱可靠度測試之錫銲道，其斷裂位置出現於錫銲道，顯示錫銲道之剪力強度主要由錫銲料主導，且由微結構之觀察得知錫銲道之晶粒隨可靠度測試時間增長，其晶粒越顯粗大化，故剪力強度隨著濕熱測試之時間延長而下降；經濕冷測試之錫銲道，隨測試時間之增長，錫銲道與矽基材接合界面處析出銻(Sb)，且錫銲道與矽基材之接合介面出現孔洞與微小裂縫等缺陷，降低接合介面強度，進而使錫銲道之剪力強度隨測試時間之增長而降低；錫銲道經熱循環可靠度測試後，其界面因錫銲料與矽基材間之熱膨脹係數不同而導致界面產生裂痕與孔洞，故使剪力強度出現明顯下降，且剪力測試後之斷裂面出現於錫銲道與矽基材之接合介面，推論此一破裂機制應為錫銲道與矽基材間之熱膨脹係數差異而引致熱應力，故測試時間越長，其建立強度之衰退越為明顯；經高溫儲存測試後，錫銲料之晶粒隨測試時間之增長而粗大化，故其剪力強度隨著測試時間之增長而逐漸下降。

中文關鍵詞：超音波輔助錫銲製程、濕熱測試、濕冷測試、熱循環測試、高溫儲存測試

英文摘要：The solar energy has become a major source of green energy due to it has a great performance on environmental friendly, cost-effective process and the high conversion efficiency. However, a fracture or micro-cracks would be formed when the crystalline-silicon solar cell subjected to an excessive bonding load or an ultrasonic power using the conventional ultrasonic bonding process. The ultrasound assisted soldering provides a great wettability between the solder and the aluminum comparing with the conventional

soldering process. An assisted ultrasonic power can be transmitted to the molten pool of solder, and the oxide layer on the aluminum was then removed by the assisted ultrasound to enhance the wettability of the solder and the aluminum, finally the solder well joined on the aluminum layer to be the interconnect on the solar cell. In this study, the commercially available Sn-Zn-Sb solder wire was selected to be the solder material, a continuous solder bead was welded on the aluminum layer over the silicon substrate for the silicon substrate was preheated to 120°C and ultrasonic-assisted amplitude of 4.7 μm was employed. The reliability tests of the damp heat, humidity-freeze test, temperature cycling test, and a high temperature storage on the continuous solder bead were performed according with the IEC 61646 reliability test specifications to verify the reliability of ultrasound assisted soldering process. The experimental results displays that shear strengths of solder paths decreases with increasing the test durations of various reliability tests. For the specimen subjected to damp heat test, the fracture occurs at solder path after shear test and the grain growth of the solder path was found, indicating the joining strength of the solder onto silicon substrates was higher than those of the solder and the grain growth results in shear strength decreased. Similarity, the phenomena also can be found on the solder path for specimens subjected to the high temperature storage test at various test durations. Neither cracks nor delaminations are observed at joining interface between the solder path and the silicon substrates. A sound joining can be obtained after high temperature storage test. For specimens subjected to humidity-freeze and temperature cycling tests, the cracks can be observed at solder path and joining interface. The fracture exists at joining interface between the solder path and silicon substrates after shear test, implying the joining strength was decreased with increasing the test durations when specimens subjected to humidity-freeze and temperature cycling tests. A thermal stress would be raisin due to the thermal coefficient mismatch between the solder and silicon substrate at test durations, the cracks was then formed, finally the shear strength decreased significantly with extending the test durations.

英文關鍵詞：ultrasonic-assisted soldering, damp heat test, humidity-freeze test, temperature cycling test, high temperature storage test

摘要

隨環境保護之高度需求，開發綠色能源已成為全球共識，由於太陽能具豐富、乾淨且低汙染等優點，為現今主要發展之綠色能源。太陽能電池中矽基材電池具較高效率且周邊相關設施發展完整，為現今太陽能電池之主要型式，但矽基材太陽能電池具硬脆性質，傳統超音波鐳製程需以高負荷與矽基材緊密接觸，方可使金屬導帶與矽基材接合，但過接合過程中，過高之接合負荷與超音波能量，易使矽基材產生為裂縫之缺陷，故大部分電力輸送導帶之製作使用傳統之錫鐳技術，但錫鐳製程受限於錫鐳料與接合物之潤濕性不佳，無法形成良好之鐳合品質。超音波輔助錫鐳製程係以傳統之錫鐳技術加入超音波輔助能量，用以提升錫鐳料與矽基材之潤濕性，提升錫鐳製程之鐳著性。太陽能電池隨設置地點之差異，受熱歷程不同，均可能對超音波輔助錫鐳製程應用於電力導帶與太陽能電池鐳合之可靠度造成影響，故本研究擬以超音波輔助錫鐳製程進行矽基材太陽能電池之製作，並依可靠度之測試規範，進行超音波輔助錫鐳道之可到度測試，並評估錫鐳道於矽基材太陽能電池之可靠度。本研究採用矽基材表面預鍍鋁膜作為太陽能電池之基材；以市售線徑 1 mm 之 Sn-Zn-Sb 鐳線為錫鐳材；以 120°C 之矽基材預熱溫度與超音波輔助振幅 4.7 μm 進行超音波輔助錫鐳實驗。根據 IEC 61646 可靠度測試規範之相關要求，將鐳合完成之試片進行濕熱測試、濕冷測試、熱循環測試以及高溫儲存測試，用以評估其可靠度與探討其失效機制。實驗結果顯示經過壽命試驗之錫鐳道，其剪力強度均出現明顯之下降趨勢，經濕熱可靠度測試之錫鐳道，其斷裂位置出現於錫鐳道，顯示錫鐳道之剪力強度主要由錫鐳料主導，且由微結構之觀察得知錫鐳道之晶粒隨可靠度測試時間增長，其晶粒越顯粗大化，故剪力強度隨著濕熱測試之時間延長而下降；經濕冷測試之錫鐳道，隨測試時間之增長，錫鐳道與矽基材接合界面處析出銻(Sb)，且錫鐳道與矽基材之接合介面出現孔洞與微小裂縫等缺陷，降低接合介面強度，進而使錫鐳道之剪力強度隨測試時間之增長而降低；錫鐳道經熱循環可靠度測試後，其界面因錫鐳料與矽基材間之熱膨脹係數不同而導致界面產生裂痕與孔洞，故使剪力強度出現明顯下降，且剪力測試後之斷裂面出現於錫鐳道與矽基材之接合介面，推論此一破裂機制應為錫鐳道與矽基材間之熱膨脹係數差異而引致熱應力，故測試時間越長，其建立強度之衰退越為明顯；經高溫儲存測試後，錫鐳料之晶粒隨測試時間之增長而粗大化，故其剪力強度隨著測試時間之增長而逐漸下降。

關鍵字:超音波輔助錫鐳製程、濕熱測試、濕冷測試、熱循環測試、高溫儲存測試

Abstract

The solar energy has become a major source of green energy due to it has a great performance on environmental friendly, cost-effective process and the high conversion efficiency. However, a fracture or micro-cracks would be formed when the crystalline-silicon solar cell subjected to an excessive bonding load or an ultrasonic power using the conventional ultrasonic bonding process. The ultrasound assisted soldering provides a great wettability between the solder and the aluminum comparing with the conventional soldering process. An assisted ultrasonic power can be transmitted to the molten pool of solder, and the oxide layer on the aluminum was then removed by the assisted ultrasound to enhance the wettability of the solder and the aluminum, finally the solder well joined on the aluminum layer to be the interconnect on the solar cell. In this study, the commercially available Sn-Zn-Sb solder wire was selected to be the solder material, a continuous solder bead was welded on the aluminum layer over the silicon substrate for the silicon substrate was preheated to 120°C and ultrasonic-assisted amplitude of 4.7 μm was employed. The reliability tests of the damp heat, humidity-freeze test, temperature cycling test, and a high temperature storage on the continuous solder bead were performed according with the IEC 61646 reliability test specifications to verify the reliability of ultrasound assisted soldering process. The experimental results displays that shear strengths of solder paths decreases with increasing the test durations of various reliability tests. For the specimen subjected to damp heat test, the fracture occurs at solder path after shear test and the grain growth of the solder path was found, indicating the joining strength of the solder onto silicon substrates was higher than those of the solder and the grain growth results in shear strength decreased. Similarity, the phenomena also can be found on the solder path for specimens subjected to the high temperature storage test at various test durations. Neither cracks nor delaminations are observed at joining interface between the solder path and the silicon substrates. A sound joining can be obtained after high temperature storage test. For specimens subjected to humidity-freeze and temperature cycling tests, the cracks can be observed at solder path and joining interface. The fracture exists at joining interface between the solder path and silicon substrates after shear test, implying the joining strength was decreased with increasing the test durations when specimens subjected to humidity-freeze and temperature cycling tests. A thermal stress would be raisin due to the thermal coefficient mismatch between the solder and silicon substrate at test durations, the cracks was then formed, finally the shear strength decreased significantly with extending the test durations.

Keywords: ultrasonic-assisted soldering, damp heat test, humidity-freeze test, temperature cycling test, high temperature storage test

目錄

摘要	I
Abstract	II
目錄	III
圖目錄	IV
表目錄	VI
一、前言	1
二、計畫目的	2
三、文獻探討	3
3-1 錫鉛製程	3
3-2 錫鉛製程之應用	5
3-3 超音波輔助錫鉛製程之學理與應用	10
3-4 錫鉛製程之可靠度分析	13
四、研究方法	17
五、結果與討論	18
5-1 超音波輔助錫鉛製程	18
5-2 濕熱測試	21
5-3 濕冷測試	28
5-4 熱循環測試	33
5-5 高溫儲存測試	38
六、結論	45
七、計畫自評	46
八、參考文獻	47

圖目錄

圖一、錫鉛料於不同迴錫時間後，接合界面之介金屬化合物厚度之變化	3
圖二、(a)超音波輔助錫鉛製程示意圖，(b)超音波輔助錫鉛製程之加熱器與作動器示意圖	4
圖三、超音波對無鉛錫/鉛(Sn-Zn solder)鉛料與玻璃基材適錫性之影響	5
圖四、不同冷卻方式對錫銀銅鉛材微結構之影響	6
圖五、不同鈹元素添加量對錫鉛鉛材微結構組織之變化	7
圖六、(a)錫鈹鉛材接著於鍍銅基板之微結構圖，(b)錫鈹鉛材接著於鍍鎳基板之微結構圖	8
圖七、二氧化鋯強化錫鉛鉛材之顯微結構圖	8
圖八、未添加與添加 0.5 wt%鎳強化顆粒於錫銀鉛材後，以不同冷卻速率固化之微結構圖	9
圖九、(a)添加不同含量鎳顆粒強化材於錫銀鉛材，於加熱溫度 150°C 不同持溫時間後，錫銀鉛材與銅基材介金屬化合物之厚度變化，(b)添加不同含量鎳顆粒強化材於錫銀鉛材錫銀鉛材，於加熱溫度 150 °C 不同持溫時間後，剪力強度之變化	9
圖十、以不同超音波輸出能量進行鎂金屬板表層塗佈鋁層材料之銲接，接合試片經剪力測試後之斷面圖	11
圖十一、(a)改變超音波作用時間對超音波錫製程接合鋁棒材接合強度之影響，(b)改變銲接溫度對超音波錫製程接合鋁棒材接合強度之影響	11
圖十二、(a)鋅鋁鉛料之微結構圖，(b)超音波輔助銲接鋅鋁鉛料與鋁基氧化鋁複合材料之微結構圖	12
圖十三、超音波輔助銲接鋅鋁鉛料與鋁基氧化鋁複合材料之接合機制示意圖	12
圖十四、TSOP 元件接著於不同製程處理鎳金鉛墊上，進行熱循環可靠度測試後之微結構	15
圖十五、錫銀銅鉛料接著於銅電極後，經高溫高濕可靠度測試之失效機制圖	15
圖十六、太陽能電池濕冷可靠度測試之溫度設定與測試時間圖	16
圖十七、銲合後之錫鉛道	18
圖十八、未經可靠度試驗，錫鉛道試片經推力試驗後之破裂型態與能量光譜分析圖譜	19
圖十九、未經可靠度試驗之銲合界面組成成份分析	20
圖二十、不同濕熱測試後錫鉛道之表面型態圖	21
圖二十一、不同濕熱測試時間與剪力強度之變化關係圖	22
圖二十二、不同濕熱試驗，試片經推力試驗後之破裂型態與能量光譜分析圖譜	23
圖二十三、錫鉛道試片經不同濕熱測試時間後，銲合界面之微結構圖與其能量光譜分析圖	24
圖二十四、經濕熱測試 1000 小時後之銲合界面組成成份分析	25

圖二十五、錫鉛道試片經不同測試時間後，錫鉛道之晶粒結構圖	26
圖二十六、不同濕熱測試時間後，錫鉛道之 ASTM 晶粒尺寸號數與測試時間之關係圖	27
圖二十七、不同濕熱測試時間後，錫鉛道之硬度與測試時間之關係圖	28
圖二十八、不同濕冷測試後錫鉛道之表面型態圖	29
圖二十九、不同濕冷測試時間與剪力強度之變化關係圖	30
圖三十、錫鉛道試片經不同時間之濕冷測試後，經推力試驗之破裂型態與能量光譜分析圖	30
圖三十一、錫鉛道試片經濕冷測試 270 小時後之微結構圖與能量光譜分析圖	31
圖三十二、錫 - 鎂二元相圖	32
圖三十三、錫鉛道試片經濕冷測試 450 小時後之微結構圖與能量光譜分析圖	33
圖三十四、不同熱循環測試後錫鉛道之表面型態圖	34
圖三十五、不同熱循環測試週期與剪力強度之變化關係圖	34
圖三十六、錫鉛道試片經不同週期之熱循環測試後，經推力試驗之破裂型態與能量光譜分析圖	35
圖三十七、鉛道試片經熱循環測試 40 週期後之微結構圖與能量光譜分析圖	36
圖三十八、鉛道試片經熱循環測試 200 週期後之微結構圖與能量光譜分析圖	37
圖三十九、經熱循環測試 200 週期之裂痕微結構與能量光譜分析圖	38
圖四十、不同高溫儲存測試後錫鉛道之表面型態圖	38
圖四十一、不同高溫儲存測試測試時間與剪力強度之變化關係圖	39
圖四十二、錫鉛道試片經不同時間之高溫儲存測試後，經推力試驗之破裂型態與能量光譜分析圖	40
圖四十三、錫鉛道試片經不同高溫儲存測試時間，鉛合界面之微結構圖與能量光譜分析圖	41
圖四十四、錫鉛道試片經不同測試時間後，錫鉛道之晶粒結構圖	42
圖四十五、不同高溫儲存測試時間後，錫鉛道之 ASTM 晶粒尺寸號數與測試時間之關係圖	43
圖四十六、不同高溫儲存測試時間後，錫鉛道之硬度與測試時間之關係圖	44

表目錄

表一、錫鉛線之成份。.....	17
表二、主要成份之熱膨脹係數。.....	17

1.前言

近幾年來暖化議題廣泛討論，尋找替代能源已成為各國共識，替代能源包含太陽能、風力、水力、地熱與生質柴油等發電，而太陽能因其豐富、清潔、安全、理論效率較高且技術發展較成熟等優點，現已成為主要替代能源。太陽能電池依製程不同可區分為結晶矽太陽能電池(單/多晶矽)、薄膜式太陽能電池(a-Si、CdTe、CIGS)與有機太陽能電池(Polymer、DSSC)等，其中結晶矽太陽能電池因其發展歷史較久，供應鏈完整且業界已建立規模化之產能，故為現今太陽能電池之主流[1]。

依太陽能電池導線接合製程技術之發展與特性，錫點銲製程之步驟較多且金屬帶需預鍍錫膜，故此製程不符合太陽能電池低製造成本之發展趨勢，此一製程已分別由高分子導電膠製程與超音波滾輪金屬銲接製程所取代，雖然高分子導電膠製程具應用範圍廣泛，生產快速之優點，但高分子導電膠需添加貴金屬銀顆粒，製造造成本較高且該製程封銲後之導線電阻較高，可能降低太陽能電池之整體轉換效率；超音波滾輪金屬銲接製程雖具乾淨、無須錫銲助銲劑(flux)，且金屬帶與太陽能電池匯流電極金屬層之接合強度佳，但為使超音波可完整傳遞至金屬帶與匯流電極之接合界面，銲接過程中需引入較高之接合負荷與超音波振幅，然而過高接合負荷與超音波振幅易使矽晶圓基材型太陽能電池表面破裂或於基材內部形成微裂縫之缺陷，故該製程僅適用於薄膜型太陽能電池之導線連接。

顯然目前太陽能電池導線之接合製程無法完全滿足太陽能電池高轉換效率與低製造成本之要求，開發新式太陽能電池導線之接合製程，滿足低製造成本與高轉換效率之技術需求，實為必行之趨勢。計畫申請人過去於超音波輔助錫銲製程之初步研究結果發現錫銲製程中引入超音波能量，可有效提高錫銲材與匯流電極金屬層之潤濕性(wettability)，進而促進錫銲材與金屬層之銲合強度。此外，透過錫銲線之輸線系統控制錫銲線之熔融速率，並配合太陽能電池穩定之進給速率，控制連續式超音波錫銲製程之銲接速率，可於太陽能電池匯流電極上形成連續且穩定之銲道，該連續銲道可取代金屬帶輸出電力之功能，成為太陽能電池之連接導線。相較於上述三種目前應用於太陽能電池導線之製程技術，超音波輔助錫銲製程具製程簡單、不需助銲劑與不需金屬帶等優點，可降太陽能電池之製造成本，且超音波輔助錫銲材與太陽能電池匯流電極之金屬層直接銲合，有效降低匯流電極金屬層與導線間電阻，故此一製程應可滿足太陽能電池低製造成本與高轉換效率之要求。本計畫為執行完畢科技部專題研究計畫之第二年計畫，沿用第一年研究計畫之成果，以超音波輔助錫銲製程之適銲參數將錫銲材銲著於太陽能電池之匯流電極金屬層，形成連續銲道，用以取代太陽能電池之金屬帶，進行製程可靠度之驗證試驗，除依太陽能電池相關規範(IEC 61646)進行濕熱測試、濕冷測試與熱循環測試外，為探討介金屬化合物對可靠度之影響，擬於可靠測試項目中加入熱高溫儲存測試，評估介金屬化合物種類及其成長速率對可靠度之影響。上述可靠度測試項目除驗證超音波輔助錫銲製程應用於太陽能電池導線之可靠度外，並建立各項可靠度測試之破壞模式，相關學術機理可作為提升製程可靠度之重要參考依據。

2.計畫目的

本計畫為延續執行完畢科技部專題計畫之第二年計畫，該計畫之研究重點係將超音波輔助能量導入傳統錫鉛製程，進行超音波輔助錫鉛技術應用於太陽能電池導線製程之開發。本年度之申請計畫著重於太陽能電池對連接導線之可靠度測試，依太陽能電池導線可靠度相關測試規範之要求，進行錫鉛材鉛著於太陽能匯流電極金屬層之連續鉛道之可靠度測試，藉以驗證本製程技術應用於太陽能電池導線之可靠度，並由實驗與相關材料分析結果，歸納建立各項可靠度測試後之失效機制，期望成功開發此一製程技術，不僅提供一項製程簡單、具降低成本效應且經可靠度驗證之太陽能電池導線連接之製程技術，亦提升傳統錫鉛製程技術之應用範圍。

本申請計畫擬沿用執行完畢(第一年)計畫研究結果之適鉛參數與製程技術，以超音波輔助錫鉛製程製作連續錫鉛道於太陽能電池匯流電極之金屬層，供各項可靠度測試所需之試片，可靠度試片分為超音波輔助錫鉛試片與未提供超音波輔助之傳統錫鉛試片，隨後依 IEC 61646 規範進行太陽能電池連接導線之可靠度測試，分別進行濕熱測試、濕冷測試與溫度循環測試。此外，為探討錫鉛材於高溫下，微結構改變或介金屬化合物對可靠度之影響，擬於該規範外加入高溫儲存之可靠度測試，各項可靠度測試後，量測導線電阻值之變化及進行鉛合強度之檢驗與相關顯微組織之分析，除驗證超音波輔助錫鉛製程之可靠度外，並進一步建立各項可靠度測試之失效機制。

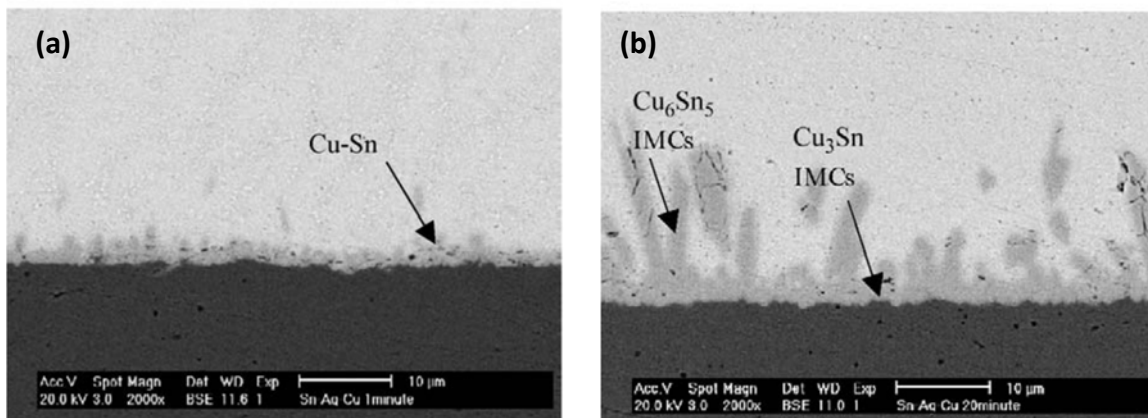
導入超音波輔助能量於錫鉛製程中，進行超音波輔助錫鉛技術應用於太陽能電池導線之製作，除滿足太陽能電池對低製造成本與高轉換效率之需求外，該製程亦可運用於各種傳統錫鉛難以完成鉛合之材料，提供一項低溫接合、無須助鉛劑且提高傳統錫鉛製程應用範圍之製程技術，並將該製程技術運用於太陽能電池導線之製作，施以相關可靠度測試，驗證此一製程技術運用於太陽能電池導線之可靠度，由實驗與分析結果建立該製程技術之接合學理與可靠度測試之失效機制，預期可提供此一先進製程於光電業界之實際應用外，並以學理闡述超音波提升錫鉛製程之適鉛性、提高錫鉛材與焊接材料之鉛合強度，並建立可靠度測試之損壞機理，作為提升此一製程技術可靠度之重要參考依據。

3.文獻回顧

3.1 錫鉛製程

傳統錫鉛製程通常以熱能熔融錫鉛材於銲接材料表面後，通常以加壓方式進行材料之接合，為提高錫鉛材與銲接材料之潤濕性，於錫鉛製程中加入助銲劑(flux)，其目的為清潔待銲材料表面，提高銲接表面之潔淨度或在高溫下還原待銲金屬表面之氧化層，進而提高錫鉛材與銲接材料之接合性與接合強度，但部分助銲劑清洗不易，若殘留於銲道或銲接材料表面，日後對銲道或銲接材料易形成腐蝕之危害，且市售助銲劑種類繁多，其價格與品質皆為影響傳統錫鉛製程之關鍵因素，故無須助銲劑之錫鉛製程已成主要之技術發展趨勢[2]。

鉛錫合金銲料(Pb/Sn solder)具低熔點與優異機械性質之特點，已廣泛應用於電子元件之接合，但近年來因綠色工業與環境保護之要求，已限制含鉛元素錫鉛材之使用[3]，然而為因應電子工業對錫鉛料之大量需求，無鉛銲錫已成學術界與產業界研發之重點材料，各種取代鉛元素之錫鉛材相繼推出，主要之合金元素為銀、銅與鋅等[4-6]，錫材中添加各種不同元素藉以產生介金屬化合物相，少量之介金屬化合物有助於提高錫鉛材與接合基材之接合性，但介金屬化合物易受製程溫度或後續產品使用之環境溫度而過度成長，如圖一所示[7]，因大部分介金屬化合物之機械性質硬且脆，受衝擊或振動時，易產生裂縫或斷裂，進而影響其產品之可靠度[8]，故錫鉛材料之選擇與其接合機制均對錫鉛製程之品質與可靠度產生關鍵性影響。此外，部分材料表面易生成化學性質穩定之氧化性物質，該氧化層抑制錫鉛材之合金元素以擴散方式形成介金屬化合物相[9]，故該材料無法以錫鉛製程進行接合，此一狀況亦限制錫鉛製程之應用範圍。

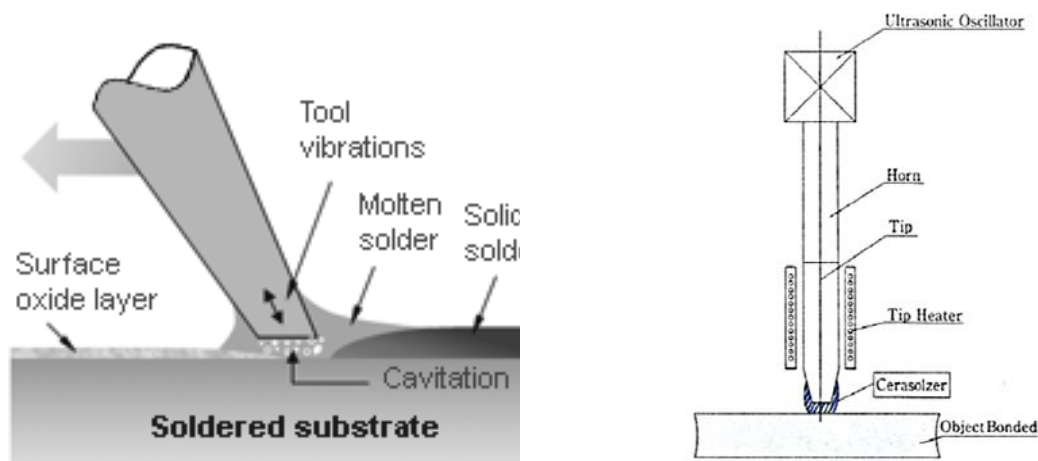


圖一、錫鉛料於不同迴銲時間後，接合界面之介金屬化合物厚度之變化，(a) 1 min，(b) 20 min [7]。

綜整上述傳統錫製程之限制，發展無須助銲劑且非以介金化合物相為主要接合機制之錫鉛製程，除可滿足工業界對低溫接合製程之需求外，有助於提高錫鉛製程之應用範圍，更可提升現有錫鉛製程之接合品質與其可靠度。

超音波金屬銲接或超音波塑膠銲接係以超音波為銲接之主要能量，將超音波能量傳遞至金屬或塑膠銲接物質之接合界面，熔融接合界面物質而達成銲接之目的。超音波輔助錫鉛製

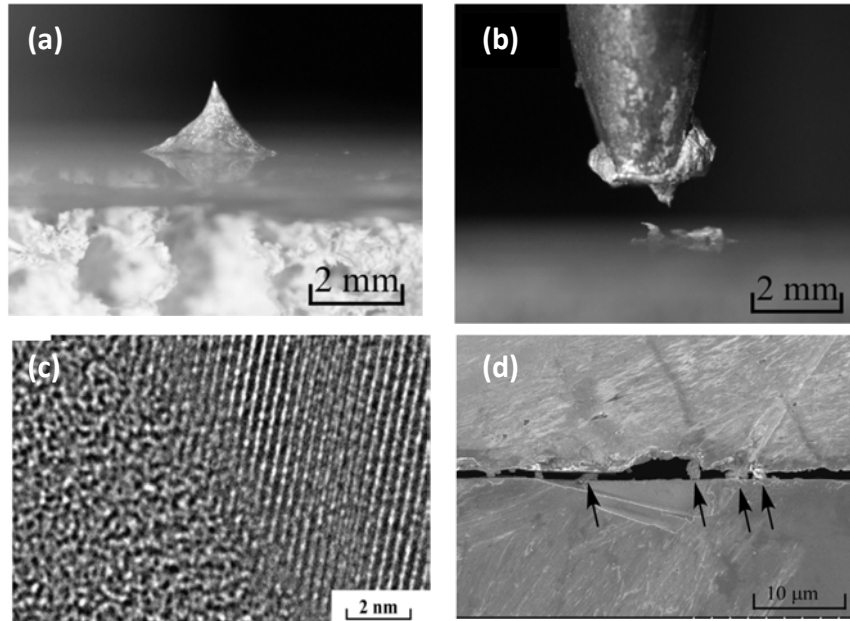
程不同於前者所述之超音波金屬銲接或超音波塑膠銲接製程，超音波於該製程中僅為輔助能量，用以提高錫銲材與銲接材料之潤濕性，進而提高錫銲材與銲接材料之適銲性(weldability)與其銲合強度。如圖二所示[10]為超音波輔助錫銲製程與超音波輔助錫銲元件之示意圖，錫銲線經由電烙鐵或其他熱源加熱至熔點溫度以上，錫銲線熔融沉積於銲接基材上，隨後超音波功率作用於錫銲材之熔池，高頻振動作用於錫銲材熔池中，使錫銲材內部產生氣孔(cavitation)，並經超音波能量持續作用下，氣孔轉換成數量眾多之微氣泡(micro bubble)，隨數量眾多之微氣泡產生爆裂(burst)，將銲接基材表面之氧化層(oxide layer)或污染物(contaminant)清除，提高錫銲材與銲接基材之潤濕性，進而提升錫銲材與銲接材料之適銲性與銲合強度。此外，超音波提供之高頻振動能量可使熔融錫銲材內部之氣泡(gas bubble)於錫銲材固化前脫離，避免固化後於錫銲材內部殘存微氣孔(micropore)之缺陷，有效提高錫銲材之銲合強度。



圖二、(a)超音波輔助錫銲製程示意圖，(b)超音波輔助錫銲製程之加熱器與作動器示意圖[10]。

超音波輔助錫銲製程無須助銲劑且可應於傳統錫銲製程難以銲合之材料，如鋁、玻璃或陶瓷材料等，相對傳統錫銲製程具較佳之應用性與經濟性。超音波輔助錫銲製程已運用於錫銲材與玻璃之點銲接合，Yonkura 等人[11]以超音波輔助錫銲製程將錫/鋅(Sn-Zn solder)銲料點銲於玻璃基材，並控制超音波能量之輸出與否，以評估超音波能量對銲接品質之影響。先以電烙鐵將錫銲材加熱熔融後，點銲於玻璃基材上，若以 5W 超音波功率與 60 kHz 頻率作用於錫/鋅銲點，該銲點可成功銲著於玻璃基材，如圖三(a)所示[11]，反之未施以超音波能量之錫/鋅銲點則隨電烙鐵拉起，無法銲合於玻璃基材，如圖三(b)所示[11]，此一實驗結果顯示超音波能量有助於提升錫/鋅銲點於玻璃基材之潤濕性與適銲性，若將成功銲著於玻璃基材之錫/鋅銲點於 350°C、持溫 24 小時，以高解析度穿透式顯微鏡可觀察玻璃基材與錫/鋅銲點之接合界面完整，未發現空洞或脫層(delamination)等缺陷，如圖三(c)所示[11]；未以施以超音波輔助之錫/鋅銲點經相同持溫條件後，錫/鋅銲點與玻璃基材之接合界面出現脫層缺陷，僅少量錫/鋅銲材接著玻璃基材，如圖三(d)所示[11]，顯示超音波之輔助能量可提高錫/鋅銲點與玻璃基材之銲合強度與接合界面之完整性。

目前超音波輔助錫鉛製程技術之發展以點錫為主，主要應用於鋁合金材料與印刷電路板上被動元件之接合，其中以日本產業界之發展最為積極。目前日本已有兩家公司投入超音波輔助錫鉛製程設備與技術之開發，國內亦有一家超音波廠商發展此一製程技術，顯見此一製程技術具新穎性與實應用。相關接合機理之建立與製程可靠度之驗證，對建立此一製程技術之完整性扮演極為關鍵角色。



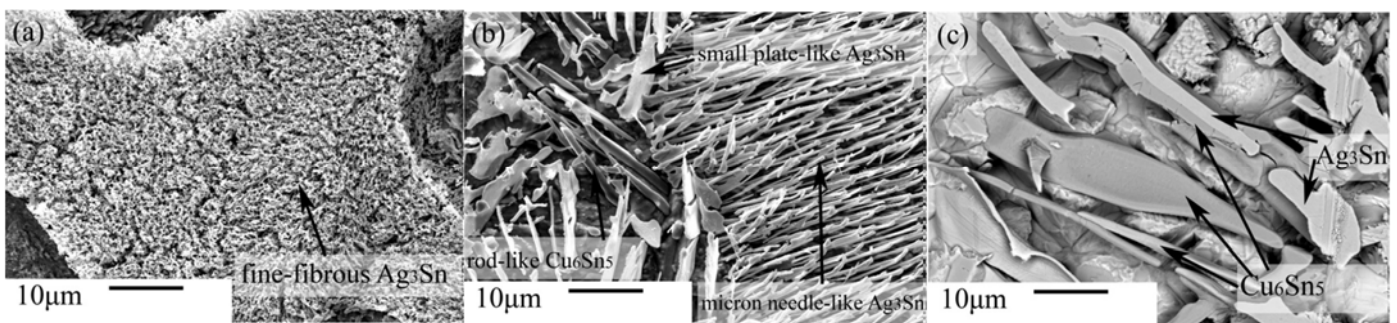
圖三、超音波對無鉛錫/鉛(Sn-Zn solder)錫料與玻璃基材適錫性之影響，(a)超音波輔助錫鉛，(b)無超音波輔助之錫鉛，(c)經超音波輔助錫鉛點於 350°C、持溫 24 小時之接合界面，(d)無超音波輔助之錫鉛點於 350°C、持溫 24 小時之接合界面[11]。

3.2 錫鉛製程之應用

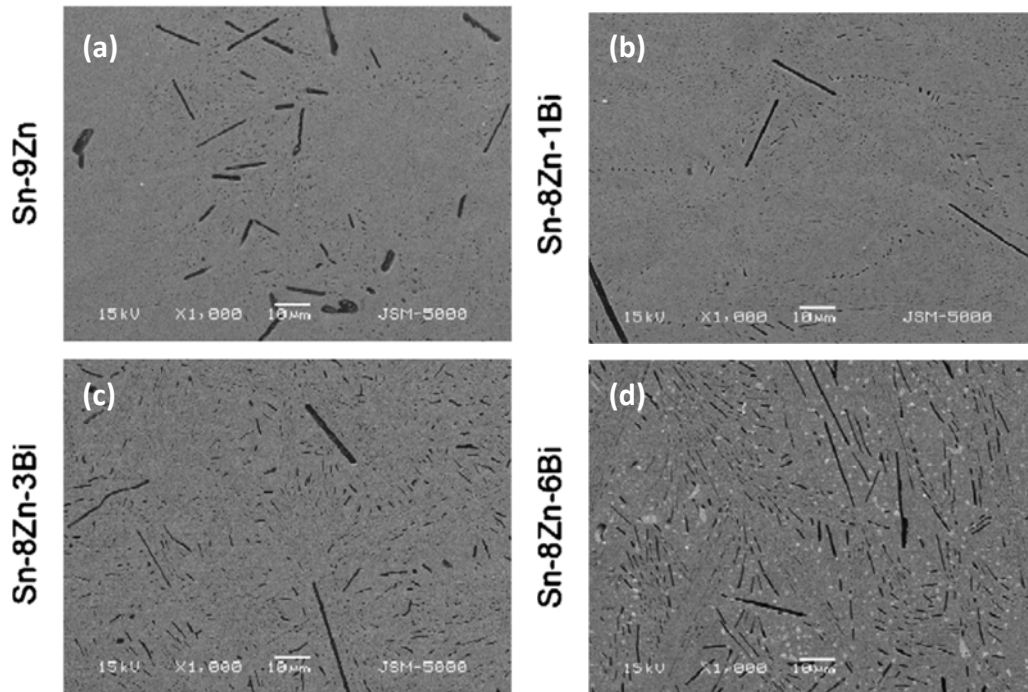
錫鉛為銲接製程之重要技術之一，且已廣泛運用於電子材料之接合，錫鉛材之選擇對錫鉛品質之影響極為關鍵，鉛錫(Pb-Sn)錫料因具良好機械性質與低熔點等優點，過去曾廣泛運用於電力設備與電子元件之銲接製程，大量運用於電子構裝(electronic packaging)產業，晶片與基板連接電訊通路之凸塊(bump)材料，但因鉛元素對環境與人體造成健康之疑慮，目前已限制其使用[12]，因此無鉛錫鉛材料逐漸被開發或進行相關性質提升之研究，新式無鉛錫鉛材之開發均以傳統鉛錫共晶(eutectic)合金系統之性質為基礎，新式無鉛錫鉛材之性質須與鉛錫錫材性質相近或其性質需較傳統鉛錫錫材為佳，截至今日，新式無鉛錫鉛材添加銀、鈹、鎳、銅、銻、銻、鋅與鋁等合金元素[13-15]，其目的為降低錫鉛材之熔點或形成介金屬化合物[16,17]，提高錫鉛材與銲接材料之潤濕性，或提高錫鉛材之機械性質[18-20]、抗疲勞性質[21-24]與抗潛變性質，期望用以取代傳統之鉛錫錫材。錫鉛材料之選擇除考量錫鉛材之材料性質外，亦須考慮銲接物表層材料與錫鉛材料之潤濕性，形成介金屬化合物種類、成分與其微結構組織等，並且需評估各種錫鉛材料於使用環境之可靠度。

錫銀(Sn-Ag)與錫銀銅(Sn-Ag-Cu, SAC)鉛材最先被開發取代鉛錫鉛材之新式無鉛鉛材，其熔點溫度(約為 221°C 與 217°C)相對較傳統鉛錫鉛材高[25]，廣泛應用於電子封裝業之凸塊材料。Wang 等人[26]將市售之錫銀銅鉛材重新加熱熔化後，將其熔湯倒入模具中，放置於空氣中與加熱爐中控制其冷卻速率，隨後觀察不同冷卻速率下之微結構組織，實驗結果發現市售錫銀銅鉛材之微結構組織為 β -Sn 與均勻散佈細小纖維狀之介金屬化合物 Ag_3Sn ，如圖四(a)所示[26]，放置於空氣中冷卻之錫鉛材其微結構組織為針狀、細小平板狀之介金屬化合物 Ag_3Sn 與圓柱狀介金屬化合物 Cu_6Sn_5 ，其分布面積較前述市售之錫銀銅鉛材之微結構組織更廣，如圖四(b)所示[26]，爐冷之錫銀銅鉛材之微結構組織如圖四(c)所示[26]，細小微結構組織 β -Sn 消失，取而代之為粗大化盤狀結構之介金屬化合物 Ag_3Sn 與長圓柱狀介金屬化合物 Cu_6Sn_5 ，此一實驗結果說明錫銀銅鉛材之微結構組織與其凝固之冷卻速率極為相關，市售之錫銀銅鉛材以水冷卻模具，較大之冷卻速率可得細化之微結構組織；較低冷卻速率(爐內冷卻)之微結構組織粗大化，此研究結果與 Muller 等人[27]之研究結果相符。

錫鋅(Sn-9Zn)鉛材之共晶熔點溫度約為 198°C，該溫度與傳統鉛錫合金之熔點溫度(183°C)相近，且具良好之機械性質與低成本之優勢，但錫鋅鉛材之鋅元素易於加熱過程氧化，降低錫鋅鉛材與鉛接表面之潤濕性，造成錫鋅鉛材與鉛接材料之接合品質不佳，故需於鉛接過程中加入助鉛劑，以提升錫鋅鉛材之潤濕性。Bukat 等人[28]於實驗中驗證錫鋅鉛材中加入鈹元素，用以降低錫鋅鉛材之內聚力，提高錫鋅鉛材之潤濕性，但錫鋅鉛材之片狀共晶鋅微結構組織易隨鈹元素添加量增加而粗大化，如圖五所示[28]，添加過量之鈹元素對錫鋅鉛材於高溫、高濕環境之可靠度產生不良影響。Takemoto 等人[29]研究指出添加銀於錫鋅鉛材中，可提升其錫鋅鉛材之潤濕性與提高其延性，若提高銀於錫鋅鉛材之添加量並提高鉛材之冷卻速率，微結構組織之 $Ag-Sn$ 化合物與 $\beta-Sn$ 比例隨之提高，且 $Sn-Zn$ 之共晶組織比例下降，顯示添加銀元素於錫鋅鉛材中，可改變其微結構組織。

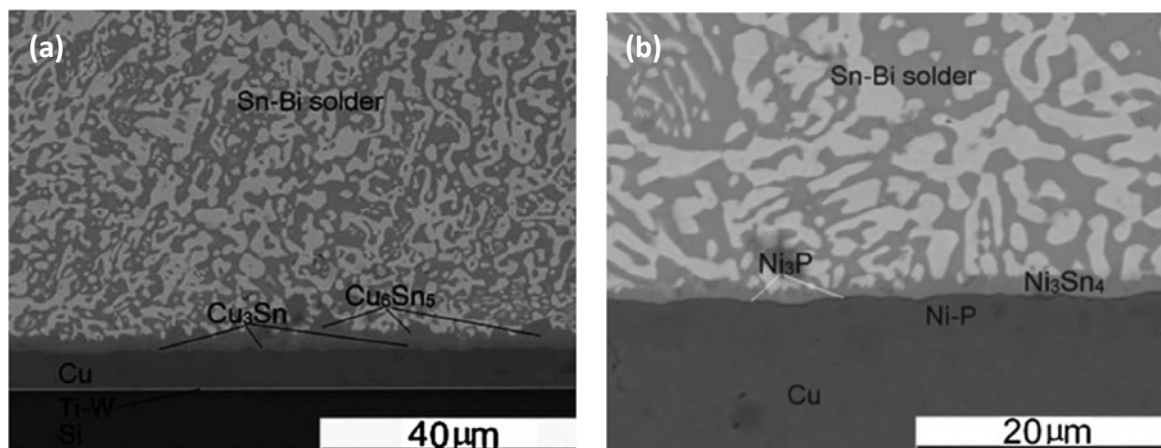


圖四、不同冷卻方式對錫銀銅鉛材微結構之影響，(a)市售鉛材(水冷凝固)，(b)大氣環境凝固冷卻，(c)爐內凝固冷卻[26]。



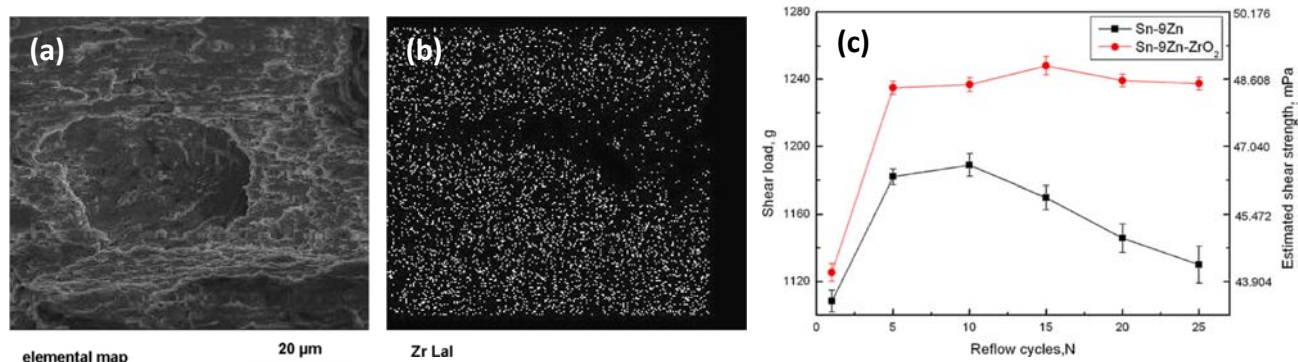
圖五、不同鉍元素添加量對錫鋅鉍材微結構組織之變化，(a)未加鉍元素，(b)添加 1 wt%鉍元素，(c) 添加 3 wt%鉍元素，(d)添加 6 wt%鉍元素[28]。

錫銦(Sn-In)與錫鉍鉛材(Sn-Bi)之熔點均低於傳統鉛錫鉛材，為無鉛鉛錫中之低熔點鉛料，其熔點分別為 118°C 與 138°C[30]，錫銦鉛材與玻璃、陶瓷等非金屬材料具良好潤濕性，但因其價額昂貴，除部分特定應用產品平台，難以在電子封裝工業中大量使用。錫鉍鉛材與傳統鉛錫鉛材相較，破裂強度與降伏強度均較傳統鉛錫鉛材為佳，且錫鉍鉛材具較低之熔點溫度，可降低被動元件與印刷電路板鉛接之工作溫度，有效降低製造成本與高溫對塑膠封裝材料之損害[31]。錫鉍合金鉛材屬二元共晶合金系統，其主要成份包括錫、鉍與錫鉍共晶組織，Li 等人[30]將錫鉍鉛材接著於鍍銅之基板上，其微結構包含 β -Sn 與 Sn-Bi 之共晶組織，而錫鉍鉛材與銅接著層界面出現 Cu_3Sn 介金屬化合物，隨反應時間之增加， Cu_3Sn 介金屬化合物轉變成 Cu_6Sn_5 ，如圖六(a)所示[30]。Nowotnick 等人[32]指出於真空環境下添加鋁元素於錫鉍鉛材中，可於銅基材之接合層界面形成鋁銅之介金屬化合物層，有效降低錫銅介金屬化合物之生成與成長速率，但於大氣環境下，鋁元素易遷移至錫鉍鉛材熔湯表面，並形成氧化物，故無法實際抑制錫銅介金屬化合物之生成與其成長。若將錫鉍鉛材接著於無電鍍鎳磷之銅基板上，接合界面之介金屬化合物僅為 Ni_3Sn_4 ，如圖六(b)所示[32]。



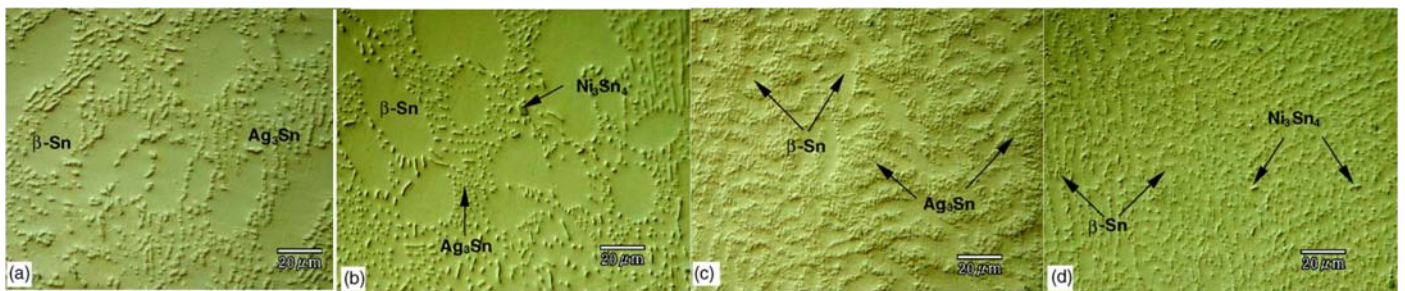
圖六、(a)錫鉍鉛材接著於鍍銅基板之微結構圖[30]，(b)錫鉍鉛材接著於鍍鎳基板之微結構圖[32]。

隨奈米顆粒製造技術之進步，若將奈米顆粒強化材添加於錫鉛材中，可形成奈米顆粒強化之複合材料(nanocomposite)，奈米顆粒強化材若均勻散佈於錫基材，除提升錫鉛材料之強度外，奈米顆粒強化材亦可阻止錫鉛材晶粒於高溫環境之晶界擴散與滑移，進而抑制晶粒之成長與粗化，更有助於提高錫鉛材料於高溫環境之可靠度[33]。為達成奈米顆粒強化錫鉛材之目的，需考慮強化材之種類、添加量、分散性、顆粒強化材尺寸、強化材與錫基材之潤濕性等。製作錫基奈米複合材料最簡單方式係將不與錫基材產生化學反應之陶瓷或金屬顆粒強化材，以機械混合(mechanical mixing)方式加入於錫鉛材，使其均勻分散，形成奈米尺度之錫基複合材料，如二氧化鈦、氧化鋁與二氧化鋇等[34,35]，Shen 等人[36]將顆粒尺寸約為 30-50 nm 之二氧化鋇強化材先溶於助鉛劑中，並經攪拌使其成為漿狀(slurry)，再將含二氧化鋇強化材之漿狀溶液加入錫鉛材熔湯中，以機械攪拌 30 分鐘使其均勻分散後凝固，由元素 mapping 方式得知二氧化鋇強化材可均勻分散於錫鉛基材中，如圖七(a)、(b)所示[36]；將二氧化鋇強化之錫鉛材製作成凸塊(bump)，並以剪力試驗檢測其剪力強度，可明顯發現經二氧化鋇強化錫鉛材之剪力強度大幅上升，如圖七(c)所示[36]。

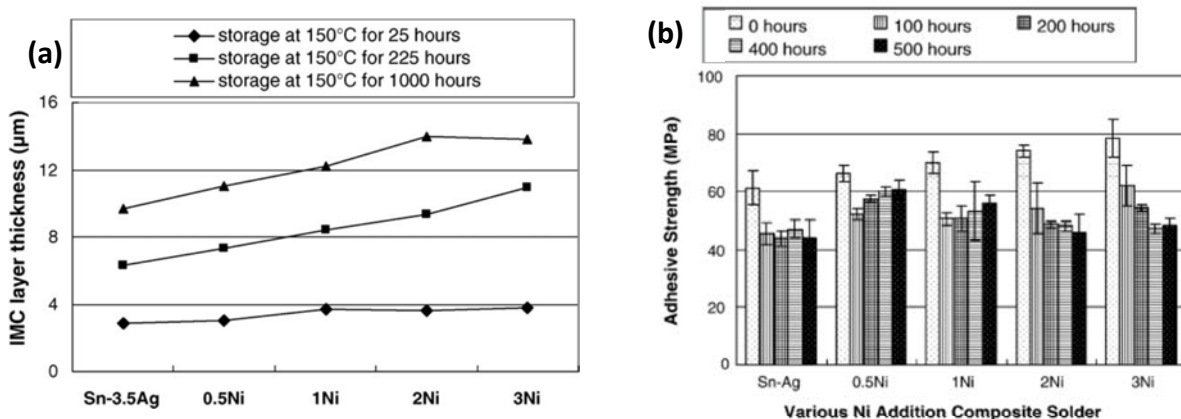


圖七、二氧化鋇強化錫鉛材之顯微結構圖，(a)表面二次影像圖，(b)鋇元素之 mapping 影像圖，(c)錫鉛材與二氧化鋇強化後錫鉛材之剪力強度[36]。

許多易與錫基材產生化學反應之元素亦可作為錫鉛材之強化材，如鐵、銅與鎳等，其原理為該元素加入錫鉛材熔湯中，使其形成顆粒狀之介金屬化合物，用於強化錫基材之強度或提升其可靠度。Lee 等人[37]將 2-3 μm 之鎳顆粒先以助鉛劑除去生成於鎳顆粒表面之氧化層，隨後加入熔融錫銀鉛材中並攪拌約 5 分鐘，使鎳顆粒強化材均勻分散於錫銀熔湯中，控制錫銀熔湯之冷卻固化速率，並觀察其微結構組織之變化，由顯微結構觀察得知較大冷卻速率有助於細化 $\beta\text{-Sn}$ 之晶粒尺寸，如圖八(a)、(c)所示[37]，而鎳顆粒強化材加入錫銀鉛材熔湯中與錫形成 Ni_3Sn_4 之介金屬化合物，如圖八(b)所示[37]，若以較大冷卻速率，則 $\beta\text{-Sn}$ 之晶粒尺寸大幅下降，如圖八(d)所示[37]，此一實驗結果顯示錫銀鉛材以較高冷卻速率進行固化，不僅可細化 $\beta\text{-Sn}$ 之晶粒尺寸，更有效提升 Ni_3Sn_4 顆粒之分散性。將不同鎳強化材含量之錫銀鉛材於 150°C 、持溫 500 小時後，檢測錫銀鉛材與銅基材間介金屬化合物之厚度與其強度之變化，如圖九(a)、(b)所示[37]，介金屬化物厚度隨持溫時間增加而提高，此為擴散形式之成長；添加鎳顆粒於錫銀鉛材中，可有效提升錫銀鉛材之強度，但過高鎳添加量易於錫銀鉛材與銅基材之接合界面發生脆性斷裂與產生微裂縫之缺陷，此一研究結果指出鎳之最佳添加量為 2 wt%。



圖八、未添加與添加 0.5 wt% 鎳強化顆粒於錫銀鉛材後，以不同冷卻速率固化之微結構圖，(a)錫銀鉛材於空氣中冷卻，(b)添加鎳顆粒後，置於空氣中冷卻，(c)錫銀鉛材於水冷卻，(d)添加鎳顆粒後，以水冷卻[37]。



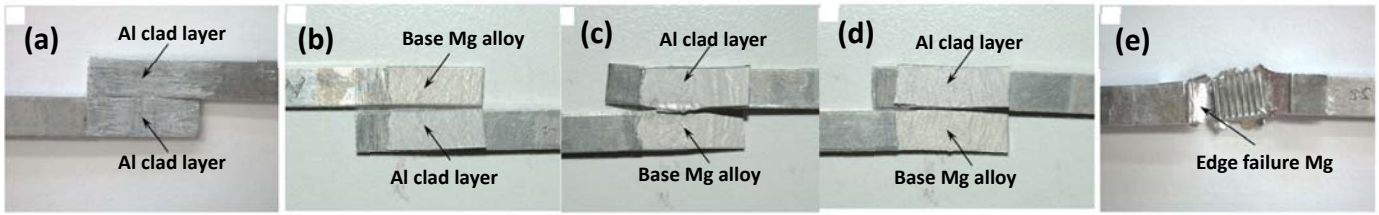
圖九、(a)添加不同含量鎳顆粒強化材於錫銀鉛材，於加熱溫度 150°C 不同持溫時間後，錫銀鉛材與銅基材介金屬化合物之厚度變化，(b)添加不同含量鎳顆粒強化材於錫銀鉛材錫銀鉛材，於加熱溫度 150°C 不同持溫時間後，剪力強度之變化[37]。

奈米強化錫鉛材料雖具良好之機械性質與可靠度，但須考慮強化材之分散性、錫鉛材之潤濕性與介金屬化合物過度成長或晶粒粗化等問題，且添加奈米顆粒強化材於錫鉛材中，必然大幅提昇錫鉛材料之成本。奈米顆粒強化錫鉛材之製程開發或相關性質之探討，至今仍是產業界與學術界之研究重點，但若將超音波輔助錫鉛技術應用於太陽能電池導線製程，就目前技術發展狀況而言，奈米顆粒強化之錫鉛材料價格昂貴，顯然不符合太陽能電池朝低製造成本之發展趨勢。

綜整上述無鉛錫鉛材之種類與其特性，可清楚發現無鉛錫鉛添加合金元素或強化材之目的在於提高錫鉛材之強度、提高與接著材料之潤濕性、銲接性、銲合強度與可靠度等。此外，較高固化冷卻速率所得之微結構組織較細緻，具較佳之機械性質與可靠度。故超音波輔助錫鉛製程之開發需精準控管錫鉛材之冷卻速率，較高冷卻速率雖可得較佳之機械性質，但冷卻速率過高，可能造成錫鉛材之急速冷卻而無法形成連續銲道，亦可能因急速冷卻而殘留應力過高，進而引致裂縫等缺陷，進行超音波輔助錫鉛製程開發時，錫鉛材之冷卻速率為重要之控制參數。開發超音波輔助錫鉛技術應用於太陽能電池導線製程，錫鉛材料之選擇對超音波輔助錫鉛製程之品質具關鍵性影響，若以介金屬化合物提高錫鉛材與銲接材料之潤濕性或強化錫鉛材性質，且考慮太陽能電池需曝露於日曬等高溫環境，長時間高溫環境亦可能造成介金屬化合物之過度成長或粗大化，進而影響導線之可靠度。因超音波可提升錫鉛材與接合材料之潤濕性，進而提高錫鉛材與太陽能電池匯流電極金屬層之銲合強度，故本研究擬以價格較低(符合太陽電池降低製造成本之要求)且性質與傳統錫鉛材相似之錫鉛線作為陽光側導線之錫鉛材料，而太陽能電池背側匯流電極金屬層通常為銀，避免過多介金屬化合物生成於接合界面，影響製程之可靠度，擬選用錫銀鉛線作為太陽能電池背側導線之錫鉛材料。

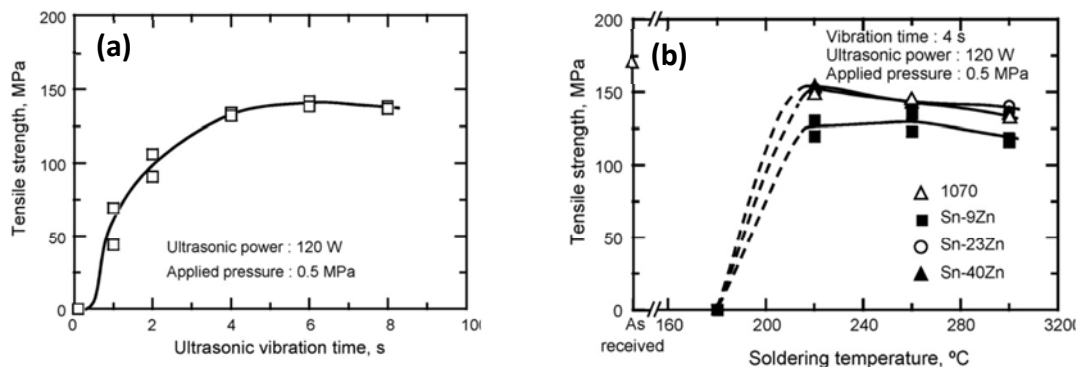
3.3 超音波輔助錫鉛製程之學理與應用

超音波金屬銲接原理係將高頻率振動能量傳遞至銲接材料之接合界面，軟化或局部融化銲接材料，並施以加壓負荷，致使接合界面原子因高溫而產生交互擴散，達成接合之目的[38]，因銲接界面僅局部軟化或產生少量融化，故超音波銲接製程屬於固態銲接製程(solid state welding process)，且受限於低超音波能量輸入之限制，大部分僅限輕金屬(light metal)[39]、金屬薄片(metal sheet)[40]、微電子封裝用金屬線材(metallic wire)[41]或熔點溫度較低材料之接合。Macwan 等人[42]以超音波銲接製程進行鎂金屬板表面塗佈鋁層材料(厚度約為 1.0mm)之搭接，超音波輸出能量 25-125 J、施銲壓力 0.8 MPa、銲接時間 0.1 s，超音波金屬銲接製程可成功完成表面塗佈鋁層之銲合，銲接後試片進行剪力試驗，量測其銲合強度。實驗結果得知其接合強度隨超音波能量增加而提高，但當超音波輸入能量提升為 125 J 時，銲接試片之剪力強度隨之下降；檢視銲合試片經剪力測試後之斷面，得知超音波輸入能量為 25 J 時，超音波能量無法使鎂板表面之鋁層形成良好之銲合，故破斷面出現於鋁層之接合界面，如圖十(a)所示[42]；隨超音波能量之增加，鎂金屬板表面之鋁層銲合良好，故其剪力試驗之斷面出現於鋁層與鎂金屬板之接合界面，如圖十(b)(c)(d)所示[42]；過大超音波能量易使板材銲合邊緣產生嚴重塑性變形，導致剪力強度下降，如圖十(e)所示[42]。



圖十、以不同超音波輸出能量進行鎂金屬板表層塗佈鋁層材料之銲接，接合試片經剪力測試後之斷面圖，(a)25 J，(b) 50 J，(c)75 J，(d)100 J，(e)125 J[42]。

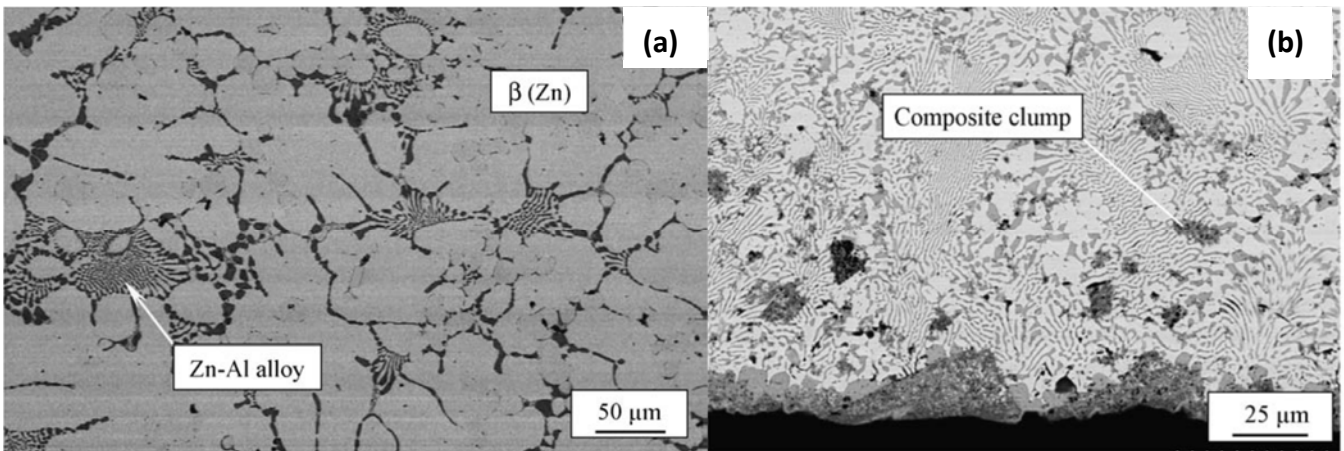
超音波輔助錫銲製程為無須助銲劑之低溫接合製程，其製程溫度低於金屬基材之熔點溫度，故近年來已被運用於難以採用高溫熔銲製程(fusion welding process)之金屬材料銲接[43,44]，此一製程之銲接強度受錫銲材與銲接材料間接合強度之影響。Nagaoka 等人[44]以超音波輔助錫銲製程進行鋁棒材之接合，選用不同重量百分比之錫鋅銲材(Sn-xZn)進行銲接，並以拉伸試驗量測試片之銲接強度。實驗結果指出選用 Sn-23Zn 銲材且固定超音波輸出功率 120 W、施銲壓力 0.5 MPa，其接合強度隨超音波之輸出時間增加而提高，當超波輸出時間大於 4 s 時，接合強度達最大值，並保持一穩定值，如圖十一(a)所示[44]。當錫銲材選用不同重量百分比之錫鋅銲材進行銲接實驗，選用 Sn-23Zn 與 Sn-40Zn 銲材，於製程溫度 220°C 之接合強度與鋁棒材之抗拉強度相近，如圖十一(b)所示[44]，顯示超音波輔助錫銲雖屬低溫接合，仍可製作高強度之銲道，亦驗證超音波輔助錫銲製程之優異接合能力。



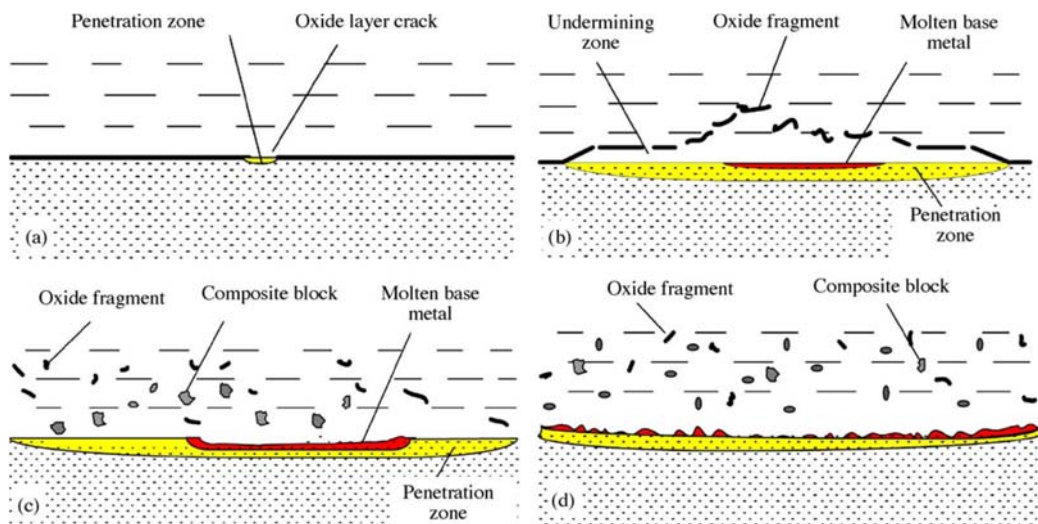
圖十一、(a)改變超音波作用時間對超音波錫製程接合鋁棒材接合強度之影響，(b)改變銲接溫度對超音波錫製程接合鋁棒材接合強度之影響[44]。

Xu 等人[45,46]探討超音波輔助鋅鋁合金與鋁基氧化鋁複合材料銲接之接合機制，首先製作熔點溫度約為 385-400°C 之鋅鋁合金銲料，隨後以超音波輸出功率 200 W、頻率 20 kHz、振幅 5-15 μm 及超音波輸出時間 4 s，進行鋅鋁銲料與 6061 鋁基氧化鋁複合材料之銲接。鋅鋁銲料與鋁基氧化鋁複合材料經超音波輔助銲接之試片，其接合界面完整，未出現孔洞或裂縫等缺陷，銲接後鋅鋁銲料之共晶相組織較銲接前鋅鋁銲料之共晶相組織細緻且分佈面積較大，鋅鋁銲料亦出現氧化鋁顆粒強化材之團聚，如圖十二所示[45]，顯示鋁基材表面之氧化層經超音波輔助能量將其移除，鋅鋁銲料得以進入鋁基材中，與鋁基材形成良好之銲合，且部分鋁基複合材料之氧化鋁顆粒強化材融入鋅鋁銲材中，超音波輔助鋅鋁銲料與鋁基氧化鋁

複合材料銲接之接合機制如圖十三所示[45]，鋁基複合材料表面之氧化層經由超音波之振幅將其破除，使熔融之鋅鋁銲料進入未氧化之鋁基材中，鋅鋁銲料與未氧化之鋁基材具良好潤濕性，故鋅鋁銲料與鋁基材成功接合，如圖十三(a)所示[45]，當超音波持續作用，更多熔融之鋅鋁銲料進入未氧化之鋁基材中，鋁基複合材料表面氧化層持續剝離進入熔融之鋅鋁銲料中，如圖十三(b)所示[45]，熔融之鋅鋁材料於鋁基材固化，並產生放熱效應，使得部分氧化鋁強化材融入鋅鋁銲料中，如圖十三(c)所示[45]，最終鋅鋁銲料緊密接著於鋁基複合材料表面，可得完整之接合界面，如圖十三(d)所示[45]。超音波輔助能量主要功能除破除鋁基材表面之氧化層外，高頻振動有助於細化鋅鋁銲料之微結構，並除去銲料中氣孔，提高鋅鋁銲料之強度。



圖十二、(a)鋅鋁銲料之微結構圖，(b)超音波輔助銲接鋅鋁銲料與鋁基氧化鋁複合材料之微結構圖[45]。



圖十三、超音波輔助銲接鋅鋁銲料與鋁基氧化鋁複合材料之接合機制示意圖[45]。

以超音波能量直接銲合金屬所得之接合強度較低，僅適用微電子或薄型金屬片之銲接，故超音波金屬銲接製程不適用大型組件或高度負荷構件之銲接工程。若將超音波作為錫銲料之輔助能量，不僅可維持低溫錫銲製程之特性，並提高錫銲料與銲接材料表面之潤濕性，且由高頻振動能量去除銲接材料表面氧化層、細化銲材微結構組織與除去銲材內部氣孔等缺陷，可有效提高銲接品質，甚至可達與銲接母材相同程度之抗拉強度。然就目前就學術期刊或大型學術會議發表之公開論文，僅限於點銲超音波輔助錫銲製程之開發與探討，主要應用於難以使用熔銲製程完成銲接之材料，如鋁合金與金屬基複合材料等，至今仍未有連續式超音波輔助錫銲製程與其可靠度探討之公開文獻。但就產業界相關訊息得知，日本兩家大型公司 Kuroda, Unix 已投入大量資源，積極開發超音波輔助錫銲製程技術與設備，國內一家超音波設備公司(京華超音波公司)亦投入相關設備之開發，顯見此一製程技術具高度新穎性與深具產業應用潛力。

相較於太陽能電池目前使用之導線連接製程技術，超音波輔助錫銲技術應用於太陽能電池導線製程，可大幅減少生產製程步驟並減少部分材料之使用，除可降低製造成本外，亦可降低輸出導線之電阻，提升太陽能電池之輸出效能，故此一製程技術滿足太陽能電池之技術發展趨勢，目前執行中之研究計畫以超音波輔助錫銲製程製作太陽能電池之輸出導線，提升錫銲材與太陽能電池匯流電極金屬層之潤濕性，進而提高錫銲材與匯流電極金屬層材料之接合強度，此一製程技術不僅應用於錫銲材與金屬材料之低溫接合，亦可應用於陶瓷材料或玻璃等材料之接合。截至今日仍未見公開文獻探討超音波輔助錫銲製程於光電產品之技術應用、接合機理探討與其可靠度驗證，故本年度申請計畫之製程靠可靠度驗證，對建立此一製程技術之完整性，應有其必要性。

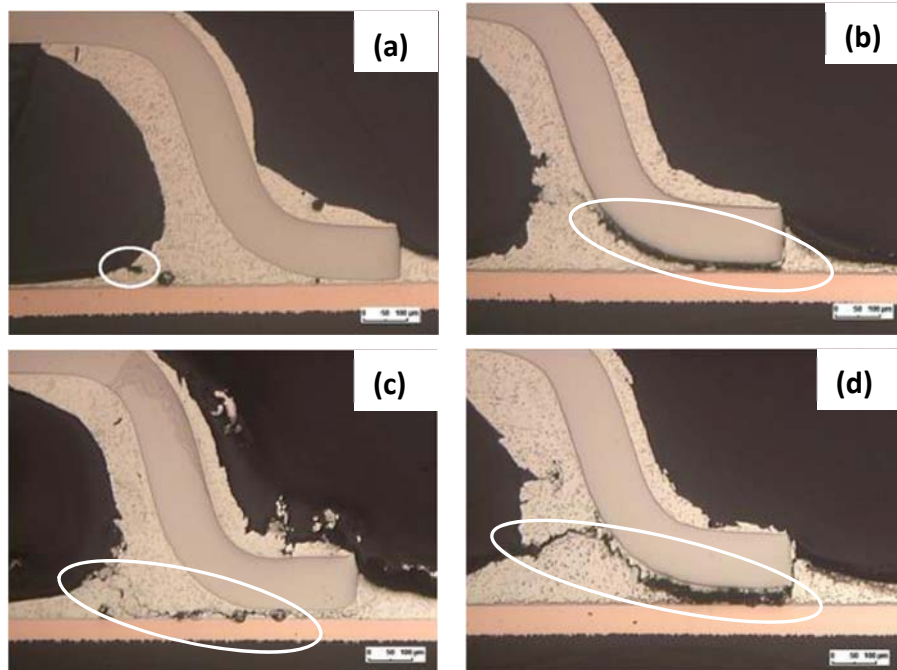
3.4 錫銲製程之可靠度分析

無鉛銲錫製程廣泛運用於電子構裝產業之凸塊(bump)製作，其功用為接合晶片與基板電極而形成有效之電訊通路，微電子封裝後之可靠度測試主要以 EIA/JEDEC 規範[47]為其測試標準，測試項目包括高溫儲存測試(high temperature storage, HTS)、溫度循環測試(temperature cycling test, TCT)、高溫/高濕測試(high temperature/high humidity, HT/HH)與壓力蒸煮測試(pressure cooking test, PCT)等。高壓蒸煮之可靠度測試目的為驗證元件封裝後於高壓(2 atm)、高溫(121°C)與高濕度(RH100%)下，封裝元件外層填膠高分子樹脂之水封性，此項可靠度測試與錫銲製程或無鉛銲錫材料無關，故僅就前三項可靠度試驗之目的與其破壞機制簡述如下：

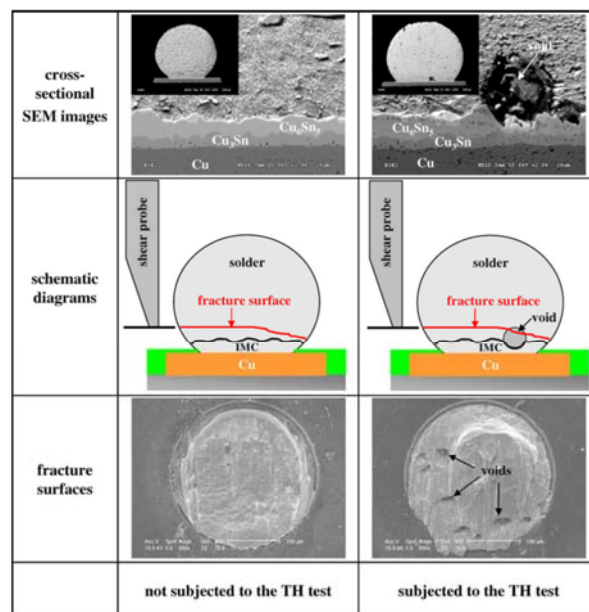
- i. 高溫儲存試驗：常用於檢測封裝後元件在長時間與高溫環境下，加速構裝元件之破壞，其測試條件為固定溫度下(通常為 150-200°C)，持溫 1000 小時，且未施加偏壓(bias)狀態下進行測試，每隔 200 小時取出一組試片，進行相關性質之檢測。常見的失效機制為介金屬化合物(intermetallic compound, IMC)異常成長或因接合材料間之擴散係數差異而形成柯肯達爾孔洞(Kirkendall voids)，此孔洞缺陷隨高溫儲存時間增長而增加，最終孔洞匯聚而成裂痕；無鉛銲錫凸塊與基板間之接合界面若存在適當厚度之介金屬化合物，有助於提升接合材料間之潤濕性，進而提高材料間之接合強度，若長時間處於高溫環境中，

提供原子擴散所需之熱能與時間，促使介金屬化合物過度成長，然而介金屬化合物之機械性質硬脆，易使接合界面產生脆裂，降低接合之可靠度，此類破壞模式常見於無鉛錫錫與基板電極之接合界面。Nishikawa 等人[48]將錫銀銅鉛料接著銅鉛墊，比較迴錫(reflow)製程與雷射快速加熱鉛料之差異，隨後將試片置於加熱溫度 150°C 環境中，檢測試片於長時間加熱環境之可靠度，實驗結果顯示經雷射加熱之錫鉛料形成之介金屬化合物厚度較迴錫製程小，但經長時間加熱後，雷射加熱之錫鉛料與銅電極接合界面產生大量孔洞，降低錫鉛料與基板之接合可靠度。避免介金屬化合物之過度成長，可於錫鉛料中加入合金元素或選用互溶合金(isomorphous alloy system)材料。

- ii. 溫度循環試驗:主要驗證當溫度快速變化且多次循環作用下，封裝元件受熱膨脹或降溫收縮，因材料間熱膨脹係數(coefficient of thermal expansion, CTE)之差異，於接合界面引致熱應力(thermal stress)或經多次冷熱循環所產生之疲勞破壞(fatigue fracture)。Xia 等人[49]將 TSOP 元件之接腳(kavor 40 alloy)以錫銀銅鉛料分別接著無電鍍鍍金(EGIN)與 OSP 鍍金鉛墊之印刷電路板上，隨後進行溫度循環可靠度試驗。經 6600 次循環後，裂縫出現於接著於 OSP 鉛墊之錫銀銅鉛料角落，如圖十四(a)所示[49]；而元件接腳接著於 EGIN 鉛墊之裂縫出現於元件接腳與錫銀銅鉛料間，如圖十四(b)所示[49]，隨測試循環次數向上提升至 7500，接著於 OSP 鉛墊之裂縫沿著錫銀銅鉛料傳遞，如圖十四(c)所示[49]；接著於 EGIN 鉛墊之裂縫沿著元件接腳傳遞且已貫穿整個接著區域，如圖十四(d)所示[49]。此一結果顯示 OSP 鉛墊與接腳具較佳之可靠度，配合可靠度測試後之成分分析結果得知 OSP 鉛墊與錫銀銅鉛料間，產生較多 Cu_6Sn_3 析出物散佈於錫銀銅鉛料間，該析出物具強化錫銀銅鉛料效應，故其可靠度較佳。
- iii. 高溫/高溼試驗:用以檢測接合材料於加熱溫度 85°C 且潮濕(RH 85%)環境中是否易於吸收水氣，接合材料若吸收水氣易引起接點產生腐蝕劣化，進而降低接合之可靠度。Yoon 等人[50]為探討錫銀銅鉛料於高溫/高濕環境下之可靠度，將錫銀銅鉛料接著於銅鉛墊上，經迴錫製程後，置於相對濕度 60%環境中，進行高溫/高濕之可靠度測試，實驗結果顯示未經高濕環境加熱之錫銀銅鉛料，其接著強度較佳，經高濕/高溫測試後之錫銀銅鉛料，其剪力強度隨測試時間增長而下降，觀察其接合界面之微結構圖與剪力試驗後之破斷面，發現經高熱/高濕環境測試後，鉛料斷面出現空孔，如圖十五所示[50]，該空孔應為造成剪力值下降之主要因素。空孔形成原因為銅鉛墊吸收水氣進而氧化所致。



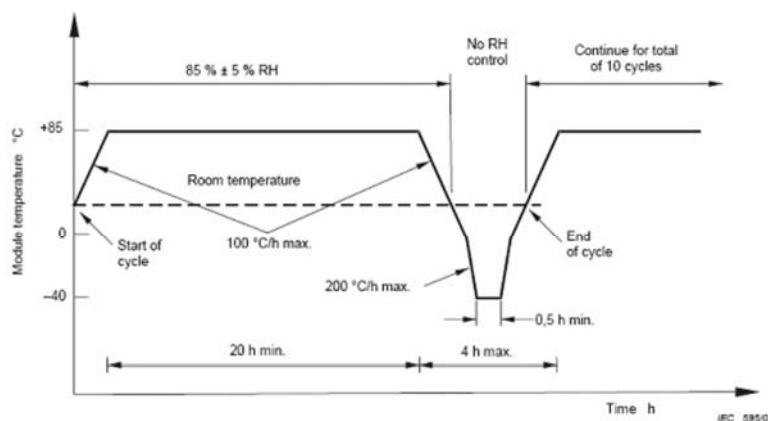
圖十四、TSOP 元件接著於不同製程處理鎳金錒墊上，並進行熱循環可靠度測試後之微結構圖，(a)OSP 製程(6600 循環)，(b)EGIN 製程(6600 循環)，(c)OSP 製程(7500 循環)，(d)EGIN 製程(6600 循環) [49]。



圖十五、錫銀銅錒料接著於銅電極後，經高溫高濕可靠度測試之失效機制圖[50]。

太陽能電池導線之測試規範分為結晶系與非結晶系，結晶系太陽能電池導線之可靠度測試規範為 IEC 61215[51]；非結晶系太陽能電池導線之測試規範則為 IEC 61646[51]，兩測試規範對太陽能電池導線之可靠度測試項目相似，測試參數與條件亦大致相同。IEC 61646 測試規範對太陽能電池導線可靠度之測試項目包含：濕熱測試、濕冷測試與熱循環測試。濕熱測試之條件為加熱溫度 85°C、環境相對濕度 85%與測試時間持續 1000 小時，該測試條件相當於

太陽能電池導線暴露於邁阿密、佛羅里達等城市之大氣環境 20 年[51]，亦即太陽能電池通過此一可靠度測試，在正常使用條件下，應可於該城市使用 20 年；熱循環測試條件為高溫 90°C、低溫-40°C，高溫與低溫之轉變速率不可大於 100°C/hr，總測試時間為 200 週期，此一可靠度測試之目的在於驗證太陽能電池於高溫、低溫循環作用下，接合材料間因熱膨脹係數差異引致之熱應力或冷熱循環產生之疲勞破壞，該測試參數與微電子構裝元件之測試條件相同；濕冷循環之可靠度測試條件如圖十六所示[51]，高低溫之測試條件與濕熱循環測試相同，由高溫側降至低溫側之降溫速率不可超過 200°C/hr，每循環測試時間約 44 hr，總測試循環數為 10 次(總測試時間約為 440 hr)。Heimann 等人[52]以超音波能量將鋁帶(Al ribbon)銲接於非結晶系太陽電池之匯流電極上，並依 IEC 61646 測試規範進行鋁帶導線之可靠度測試，該測試結果顯示鋁帶以超音波能量直接銲著於匯流電極上，可通過可靠度相關之測試。但此一製程僅能適用於非結晶系太陽電池之應用，無法應用於結晶系之太陽能電池，因超音波能量需藉由較大之加壓負荷傳遞至鋁帶與匯流電極之接合界面，方能完成鋁帶與匯流電極金屬層之接合。此外，超音波之振動易使脆性之結晶系太陽能電池產生破裂或於內部形成微裂縫之缺陷，故此一製程仍有其應用範圍之限制。



圖十六、太陽能電池濕冷可靠度測試之溫度設定與測試時間圖[51]。

至今於學術期刊或大型國際會議仍未見探討超音波輔助錫銲製程之可靠度研究文獻，僅能於日本兩家公司 Kuroda, Unix 網站窺見該製程技術之發展與預期應用產業，且未有相關可靠度測試之研究訊息。本申請計畫依 IEC 61646 測試規範進行連續錫銲道接著於太陽能電池匯流電極之可靠度驗證，可靠度測試項目包括高溫儲存測試(HTS)、溫度循環測試(TCT)、濕熱測試與濕冷測試，除驗證此一新式製程之可靠度外，並結合相關分析結果，探討各項可靠度測試後之失效機制(failure mechanism)，作為後續提升此一製程可靠度之重要參考依據。

4.研究方法

本研究選用厚度為 650 μm 之八吋鍍鋁晶圓，晶圓上之鍍膜層分別為厚度 0.05 μm 之鈦膜層與為厚度 0.9 μm 之鋁膜層，鈦層之目的為鋁膜層與矽基材之擴散阻絕層，錫鉛材料選用市售 Sn-Zn-Sb 之錫鉛線，其直徑為 1 mm，熔點為 217 $^{\circ}\text{C}$ ，組成之成份如表一所示，各項主要成份之熱膨脹係數(CTE)如表二所示。

表一、錫鉛線之成分。

Element	Sn	Zn	Sb
Wt.%	balance	1 - 10	1.3

表二、主要成分之熱膨脹係數。

Element	Si	Al	Sn
CTE	2.6	23.1	22

本實驗沿用第一年研究成果之適錫參數，矽基材預熱溫度為 120 $^{\circ}\text{C}$ 、超音波振幅為 4.7 μm ，以方形烙鐵在銲接速率 0.3 m/min 下，進行連續銲道之製作，待銲道接合於矽基材太陽能電池後；進行濕熱測試、濕冷測試、熱循環測試與高溫儲存測試，其測試條件分別為濕熱測試設定溫度為 85 $^{\circ}\text{C}$ ，相對溼度(RH85%)，進行連續 1000 小時之試驗，並於每 200 個小時拿出一組試片，共計取出 5 組；濕冷測試以 100 $^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 之升溫速率由常溫升溫至 85 $^{\circ}\text{C}$ ，持溫 20 個小時後，以 100 $^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 之速率由 85 $^{\circ}\text{C}$ 降回常溫，再以 200 $^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 之速率降溫至 -40 $^{\circ}\text{C}$ ，持溫 30 分鐘後，以 200 $^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 之升溫速率回到常溫，始為結束一循環(45 個小時)；熱循環測試高溫設定為 90 $^{\circ}\text{C}$ ，低溫設定為 -40 $^{\circ}\text{C}$ ，高低溫之持溫時間均為 10 分鐘，且升溫與降溫速率不能大於 100 $^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ ，總共測試 200 個週期，並於每 40 個週期拿出一組試片，共計 5 組；高溫儲存測試溫度設定為 150 $^{\circ}\text{C}$ ，總共測試 1000 個小時，於測試每 200 個小時拿出一組試片，共計 5 組。試片經鑽石刀切割至適當尺寸後會以推力試驗機測其剪力強度

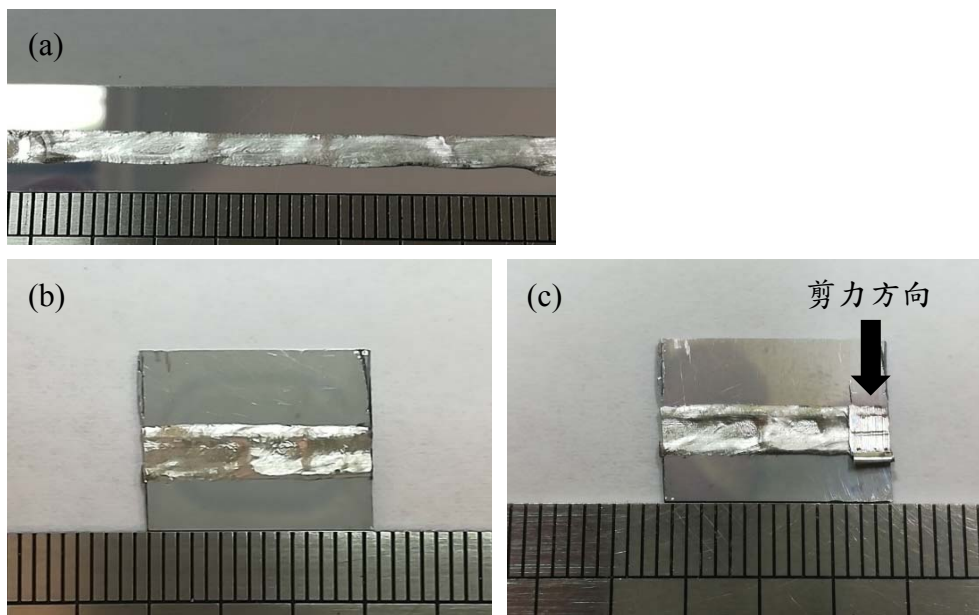
推力試驗以推力測試機型號為 Dage 4000 Multipurpose Bondtester 進行剪力強度之試驗；剪切刀具以水平方向移動將銲錫推至與矽基材剝離，此過程中由軟體記錄其最大剪力數值，後續以光學顯微鏡觀察矽基材剝離後之銲接區域，藉由比例尺推算銲接區域面積，再由記錄之剪力值與銲接面積推算剪應力。

以鑽石刀裁切銲合後試片至適當大小，以冷鑲埋樹脂將試片進行鑲埋，使用研磨機以 100-2000 號之水砂紙進行研磨，並以 1 μm 之氧化鋁粉進行拋光後，取 5% 之硝酸乙醇溶液 (nital) 對其進行蝕刻。蝕刻之目的在於觀察銲道在經過壽命試驗後晶粒之變化以及缺陷之形成原因。以光學顯微鏡與掃描式電子顯微鏡觀察試片接合情況、晶粒變化，並以 ASTM 晶粒號數標準統計[34]。

5. 結果與討論

5-1 超音波輔助錫鉛製程

為提供本可靠度研究所需之超音波錫鉛製程試片，擬採用本實驗室於超音波錫鉛製程開發之相關參數，以 540 之方型烙鐵、超音波震幅 $4.7 \mu\text{m}$ 、基材預熱溫度 120 進行可靠度試片之製作，並以 0.3 m/min 之銲接速度於鍍鋁矽基材上銲合長度為 5 cm 之錫鉛道，完成銲合之錫鉛道外觀如圖十七 (a) 所示，經超音波輔助能量之作用下，錫鉛材可成功銲合於表面鍍鋁之矽基材上。為驗證錫鉛道與鍍鋁矽基材之接合強度，將銲合錫鉛道矽基材裁切至長度為 2 cm ，以符合推力試驗載台之夾持尺寸，如圖十七 (b) 所示，而矽基材屬脆性材料，若以整片矽基材與錫鉛道進行推力試驗，易於矽基材處產生破裂，而無法測出錫鉛道與鍍鋁矽基材之強度，故於錫鉛道進行推力測試處，先行以鑽石切割刀於錫鉛道上預切出推力試驗處之錫鉛道。隨後以推力測試儀測試，推力測試後之表面型態如圖十七 (c) 所示，主要破壞處出現於錫鉛道，此一斷裂型態顯示此一製程參數製作之錫鉛道與鍍鋁矽基材之接合強度高於錫鉛道與鍍鋁矽基材界面之接合強度，符合銲道強度大於界面銲合強度之要求。

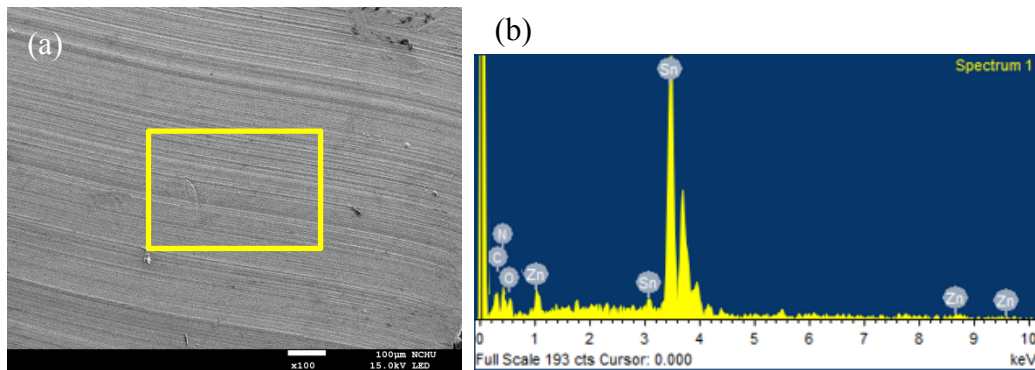


圖十七、銲合後之錫鉛道，(a)錫鉛道之俯視圖，(b)裁切後未經剪力試驗之銲道，(c)經推力試驗後之銲道。

為進一步量化超音波錫鉛製程製作錫鉛道與鍍鋁矽基材之接合強度，以剪力推離之錫鉛道表面積作為剪力作用下之面積，以推力測試所得之最大剪力除以錫鉛道斷裂面積做為錫鉛道之銲合強度。

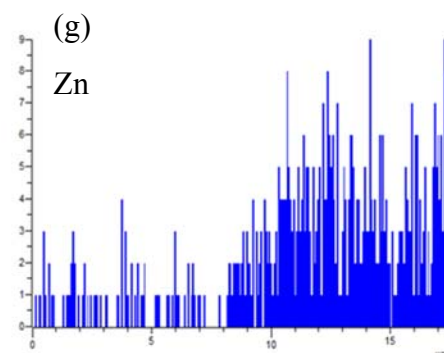
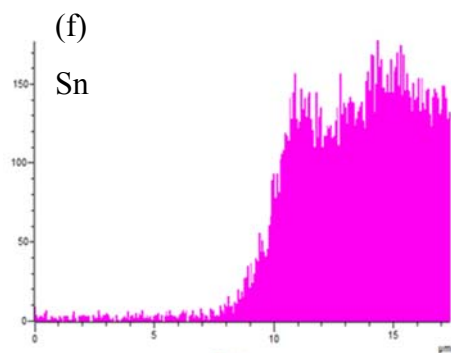
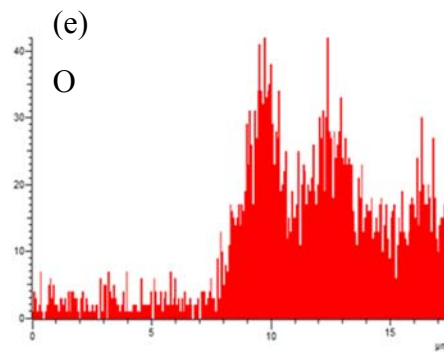
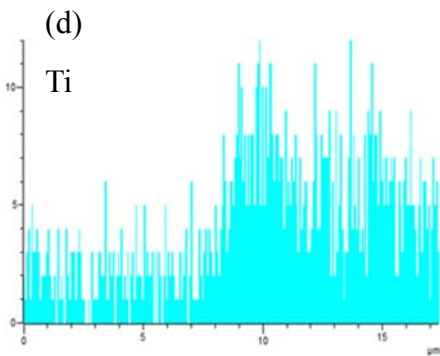
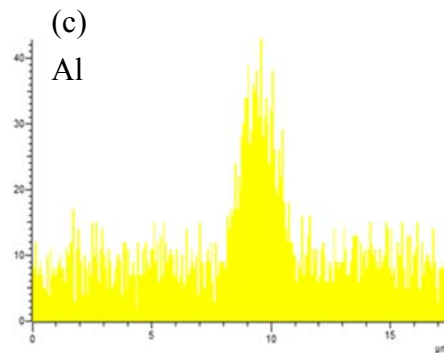
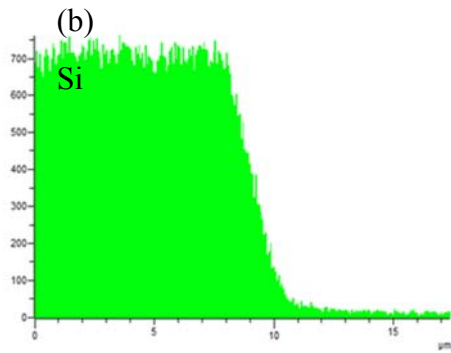
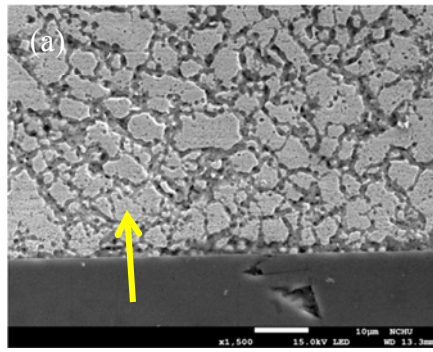
未經可靠度試驗錫鉛道之推力試驗後表面破裂型態如圖十八 (a) 所示，發現破斷試片表面出現平行之刮痕，該刮痕為推力試驗時刀具剪切之痕跡，以 EDS 分析此一試片表面之成份，

其主要成份為錫，如圖十八(b)所示，此一分析結果顯示錫鉛道與矽基材之鋅合強度高於錫鉛道之強度，故其斷裂處出現於錫鉛道。



圖十八、未經可靠度試驗，錫鉛道試片經推力試驗後之破裂型態與能量光譜分析圖譜，(a)未經可靠度試驗之表面破裂型態，(b)為 A 區域之能量光譜分析圖譜。

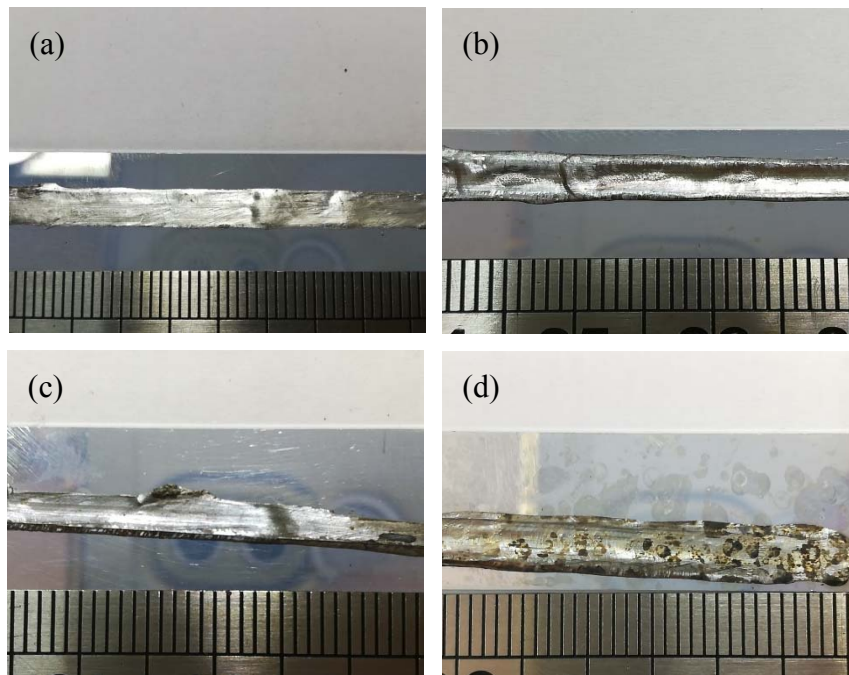
將未經可靠度試驗之鉛道試片裁切，並進行鑲埋、研磨與蝕刻後，以電子顯微鏡觀察其錫鉛道與矽基材之接合界面，並以 EDS 分析接合界面之組成變化如圖十九所示。圖十九(a)為未經可靠度試驗之鋅合界面圖，發現錫鉛道與矽基材無裂痕或脫層等缺陷產生，我們以 EDS 分析接合介面之組成變化如圖十九(b)–(g)所示，可發現在此分析線之下半段成份為 Si，如圖十九(b)所示；線之中段主要成份為 Al 與 Ti，如圖十九(c)、(d)所示；而線之上半段之主要成份為 Sn 與 Zn，如圖十九(f)、(g)所示；另一方面，如圖十九(e)所示之氧元素分佈，主要是因為錫鉛道有些微氧化所致。



圖十九、未經可靠度試驗之錫合界面組成成份分析，(a)為未經可靠度試驗之錫合界面，(b) Si之成份分佈，(c) Al之成份分佈，(d) Ti之成份分佈，(e) O之成份分佈，(f) Sn之成份分佈，(g) Zn之成份分佈。

5-2 濕熱測試

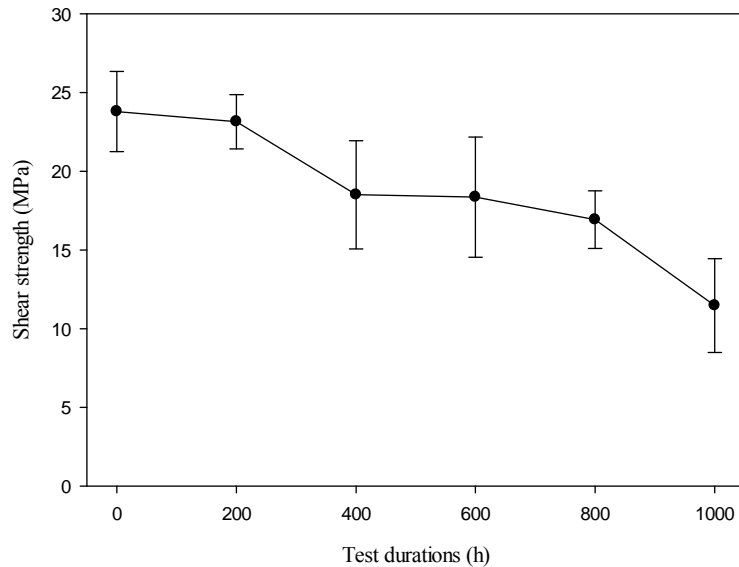
以 85°C、相對溼度(RH85%)對鐸道進行濕熱測試，總測試時間歷時 1000 小時，每 200 個小時拿出一組試片，並將試片裁切至適當之大小進行推力試驗與微結構觀察。圖二十所示為超音波輔助錫鐸道經濕熱測試後之外觀型態圖，比對未經濕熱測試超音波輔助錫鐸道之外觀型態(圖二十(a))，發現經濕熱測試 200 小時(圖二十(b))、600 小時(圖二十(c))與 1000 小時(圖二十(d))之外觀其表面金屬光澤已漸漸消失，取而代之的是黑色的斑點與泛黃的錫鐸道，且錫鐸道表面之黑色斑點隨測試時間增長而增加，推測濕熱測試環境中之水氣使其表面氧化所致，後續需進一步驗證其組成與強度之改變。



圖二十、不同濕熱測試後錫鐸道之表面型態圖，(a)為未經濕熱測試之錫鐸道，(b)為經濕熱測試 200 小時之錫鐸道，(c)為經濕熱測試 600 小時之錫鐸道，(d)為經濕熱測試 1000 小時之錫鐸道。

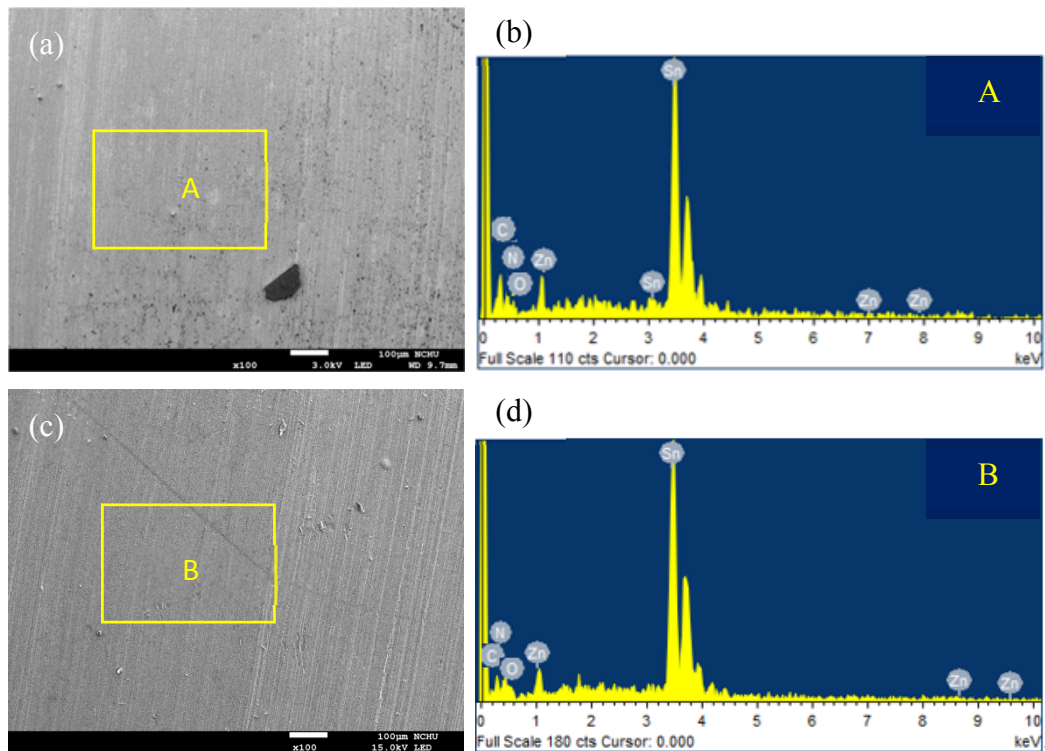
經濕熱測試後試片，以推力測試所得之強度如圖二十一所示，經濕熱試驗後之剪力強度隨測試時間延長而下降。未經濕熱試驗之試片，其平均剪力強度為 23.80 MPa，其標準差為 2.55，進行推力試驗時，矽基材易因鐸道之鐸合強度較矽基材強，使得脆性矽基材無法承受過大的負荷而造成破裂。試片經濕熱測試 200 小時後，可發現剪力強度些微下降至 23.15 MPa，標準差為 1.72，其剪力強度與未經濕熱測試之鐸道差異不大，且於推力試驗時，亦發生矽基材破裂之情形，故可推斷試片經濕熱測試 200 小時，對鐸道與矽基材之強度無明顯變化；當濕熱測試進行至 400 小時，其強度明顯下降至 18.51 MPa，在此推論可能原因為矽基材與錫鐸道界面可能水氣滲入導致產生缺陷或是鐸道晶粒粗大化而導致其剪力強度下降；鐸道經濕熱測試 600 小時後之剪力強度微降至 18.36 MPa，其剪力強度與 400 小時試驗後之剪力強度相近；當濕熱測試進行至 800 小時，剪力強度降至 16.93 MPa，可發現其剪力強度出現較明顯之下降；

最後濕熱測試 1000 小時後，其剪力強度降至 11.47 MPa，推論鍍道與矽基材之鍍合界面或鍍道之組成、微結構出現變化，故剪力強度降至最低。



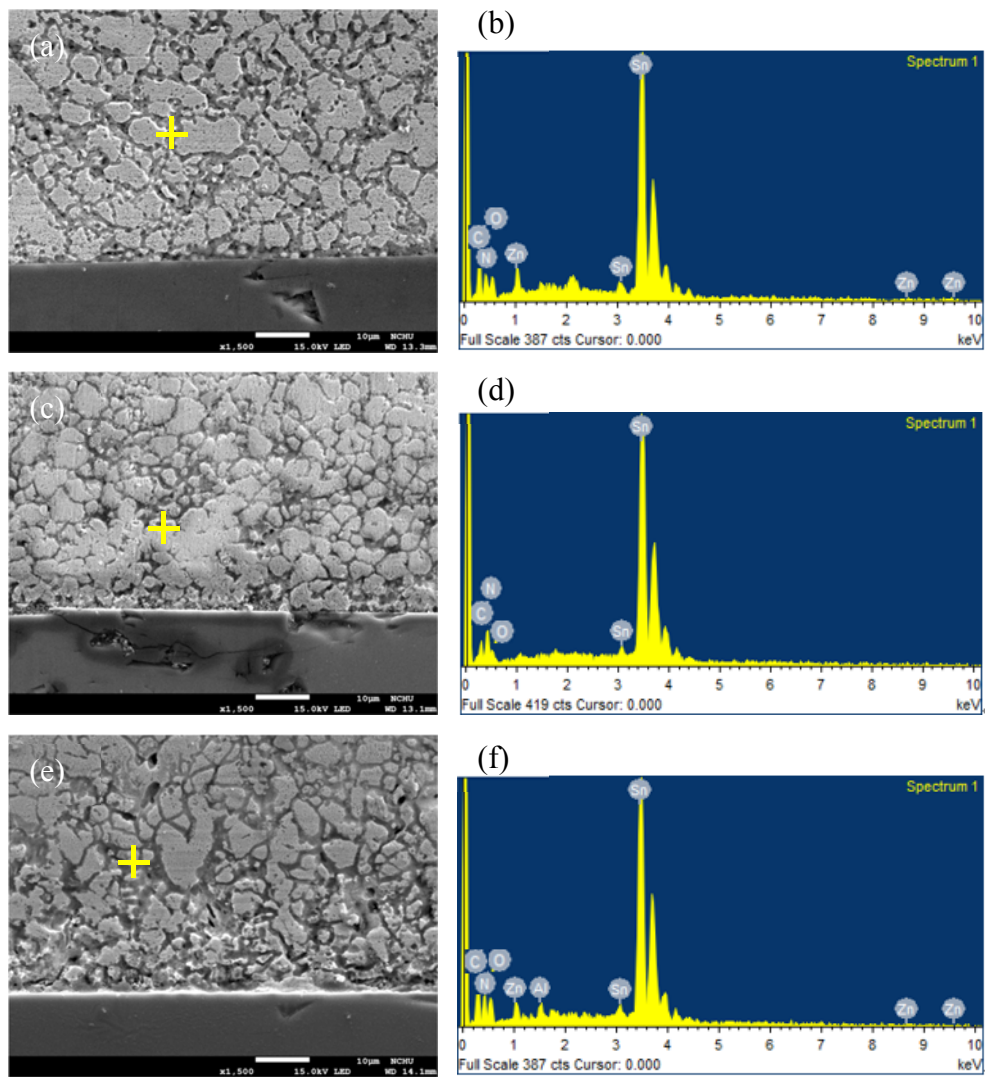
圖二十一、不同濕熱測試時間與剪力強度之變化關係圖。

為進一步驗證錫鍍道經濕熱處理後剪力強度隨測試時間延長而降低之現象，進行推力測試後破斷面之觀察。錫鍍道試片經濕熱測試 600 小時後之破斷表面型態與能量光譜分析，分別如圖二十二(a)、(b)所示，由圖中可見其表面之破裂型態與未進行濕熱試驗試片之斷面型態相似，顯示經濕熱測試 600 小時後，錫鍍道與矽基材界面之鍍合強度仍高於錫鍍道之強度，顯示兩者之接合界面強度未隨濕熱測試而下降，而經表面成份分析，其主要之組成為錫，亦顯示經濕熱試驗後，鍍道之組成並未發生變化，但於斷裂表面型態之觀察顯示斷裂表面經推力測試後，出現之刮痕較未處理者為少，推論原因為鍍道經長時間之持溫試驗，鍍道產生軟化現象，故其表面之刮痕較少，此一部分可以硬度試驗進行驗證。圖二十二(c)、(d)所示分別為錫鍍道經濕熱測試 1000 小時後之表面斷裂型態與能量光譜分析圖譜，該結果與試片經 600 小時濕熱試驗後之結果相仿，顯示經 1000 小時濕熱處理後，錫鍍道與矽基材之鍍合強度仍高於錫鍍道之強度，而錫鍍道之主要組成仍為錫，並未發現成份之改變。



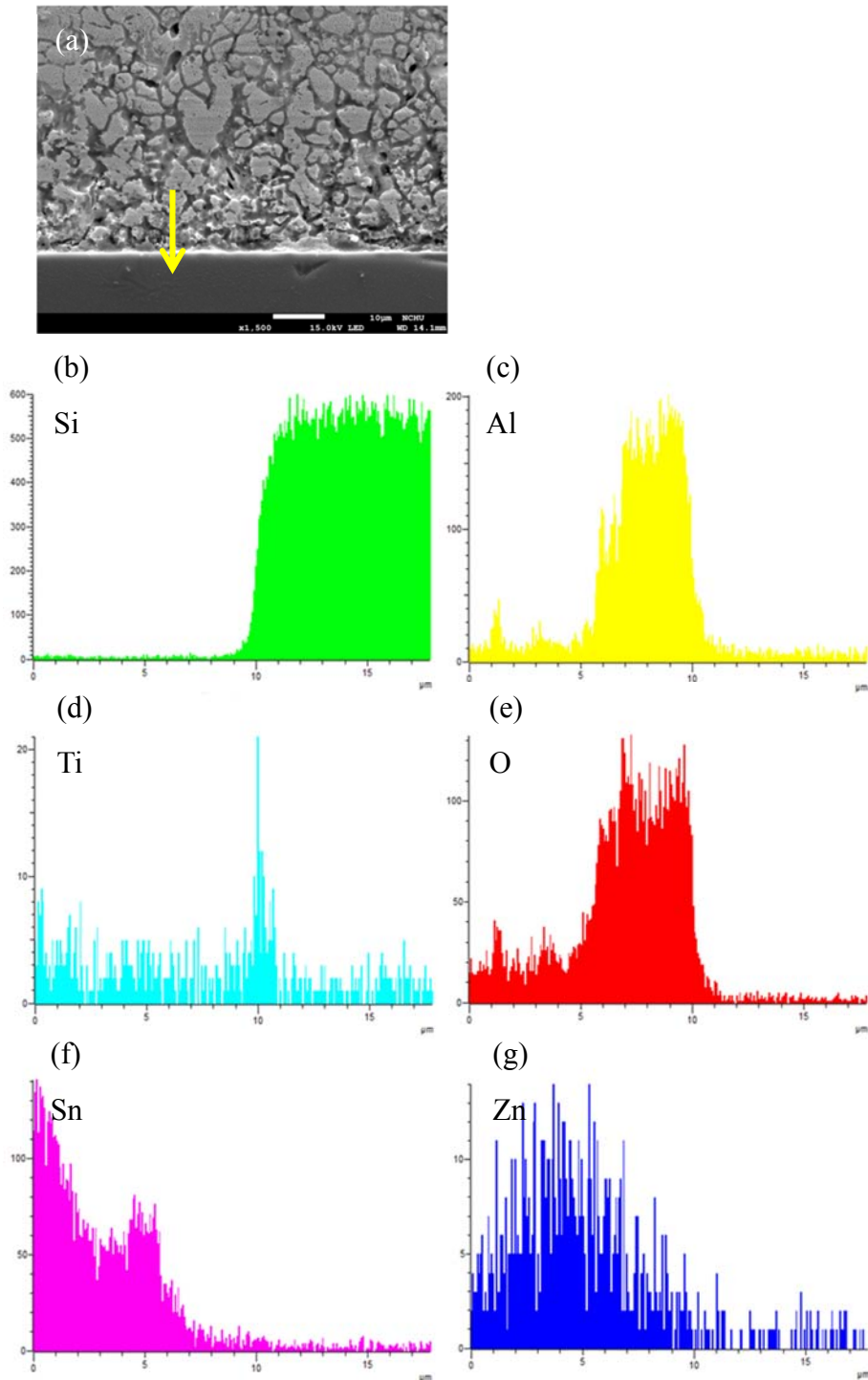
圖二十二、不同濕熱試驗，試片經推力試驗後之破裂型態與能量光譜分析圖譜，(a)濕熱測試 600hr，(b)為 A 區域之能量光譜分析圖譜，(c)濕熱測試 1000 小時，(d)為 B 區域之能量光譜分析圖譜。

將錫鉛道試片裁切，並進行鑲埋、研磨與蝕刻後，以電子顯微鏡觀察其錫鉛道與矽基材之接合界面，並以 EDS 分析接合界面之組成如圖二十三所示。圖二十三(a)所示為未進行濕熱測試之錫鉛道與矽基材間之接合界面圖，發現錫鉛道與矽基材間之接合界面完整，未發現裂縫或脫層等缺陷，對圖二十三(a)之錫鉛道進行 EDS 成份分析，其結果如圖二十三(b)所示，其主要成份為錫(Sn)與鉛(Pb)，此兩種成份為錫鉛料之主要成份；圖二十三(c)為經濕熱測試 600 小時後之錫鉛道與矽基材間之接合界面圖，可發現其接合界面上也無因水氣滲入所造成之孔洞、裂痕或脫層等缺陷，對圖二十三(c)之錫鉛道進行 EDS 成份分析，如圖二十三(d)所示，該組成主要為錫，此一分析結果顯示錫鉛道經濕熱處理後，成份仍未改變，此一結果與破斷面表面之成份分析結果一致(圖二十二(b))；圖二十三(e)為進行濕熱測試 1000 小時後之錫鉛道與矽基材間之接合界面圖，錫鉛道與矽基材之界面上無明顯之孔洞、裂痕或脫層等缺陷，錫鉛道完整接合於矽基材上，對圖二十三(e)之錫鉛道進行 EDS 分析，其結果如圖二十三(f)所示，其組成主要為錫、鉛、鋁，其中鋁之成份相當微量(僅 1.38 wt%)，應為矽基材表面鍍著鋁膜之成份經超音波能量擊碎後分散至錫鉛料中所致。綜整上述之實驗結果，不論濕熱測試時間之長短，錫鉛道與矽基材之接合界面完整，且未發現孔洞、裂痕或脫層等缺陷，推力試驗之斷裂位置出現於錫鉛道，由此得知錫鉛道經濕熱可靠度測試後，其微結構之改變應為其強度下降之主要因素。



圖二十三、錫鉛道試片經不同濕熱測試時間後，鉛合界面之微結構圖與其能量光譜分析圖，(a)未經濕熱測試，(b)圖(a)之EDS點分析結果，(c)濕熱測試600hr，(d)圖(c)之EDS點分析結果，(e)濕熱測試1000小時，(f)圖(e)之EDS點分析結果。

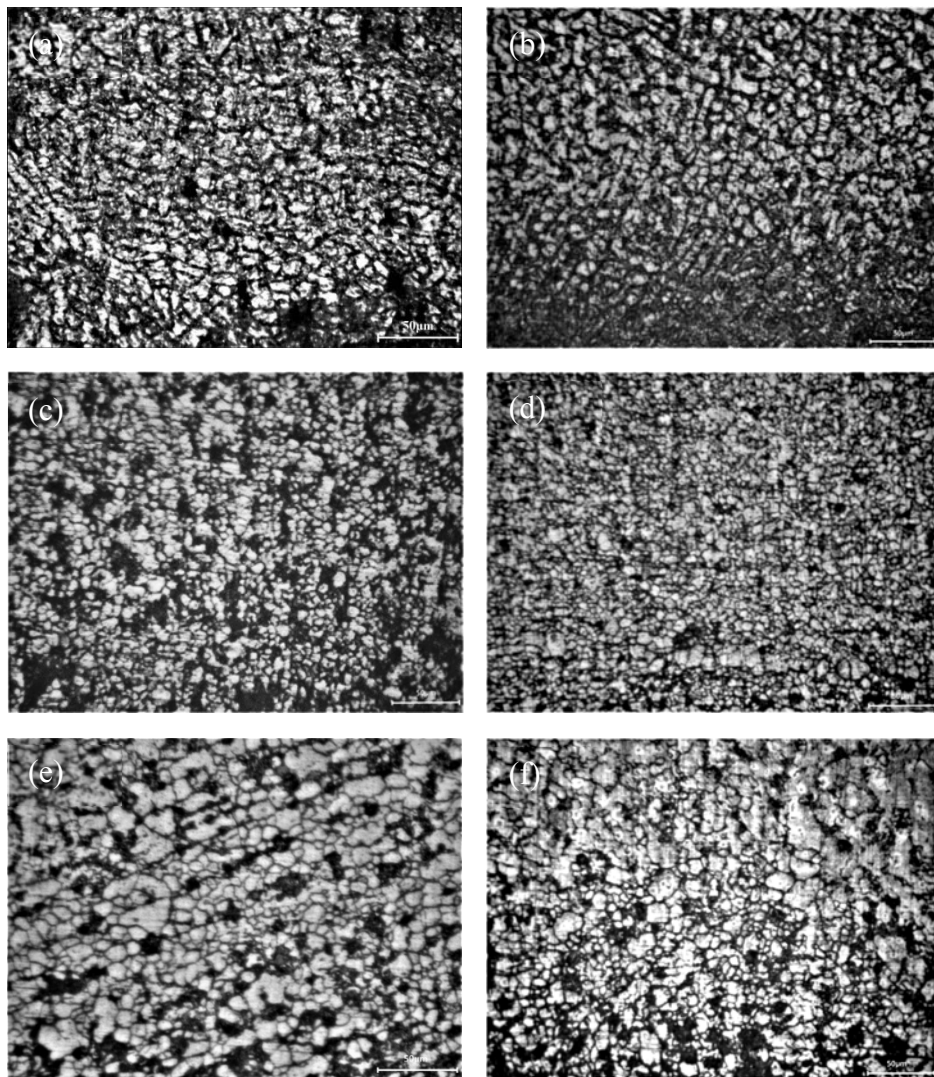
對經濕熱測試1000小時後之鉛合界面使用EDS分析其界面成份之變化，如圖二十四所示。其結果與未經可靠度測試時之鉛合界面組成成份(圖十九)相似，線段下半部之成份主要為Si，如圖二十四(b)所示；線段中間部分之組成成份主要為Al、Ti，如圖二十四(c)、(d)所示；而線段上半部之組成成份為Sn與Zn，如圖二十四(f)、(g)所示；與未經可靠度測試之鉛合界面最大之不同點為在其界面分析到較高成份之氧元素與鋁元素，如圖二十四(c)、(d)所示，由此可推測在經過濕熱測試後界面處之鉛層會氧化形成氧化鉛之結構。



圖二十四、經濕熱測試 1000 小時後之錫鉛界面組成成份分析，(a)為經濕熱測試 1000 小時後之錫鉛界面，(b) Si 之成份分佈，(c) Al 之成份分佈，(d) Ti 之成份分佈，(e) O 之成份分佈，(f) Sn 之成份分佈，(g) Zn 之成份分佈。

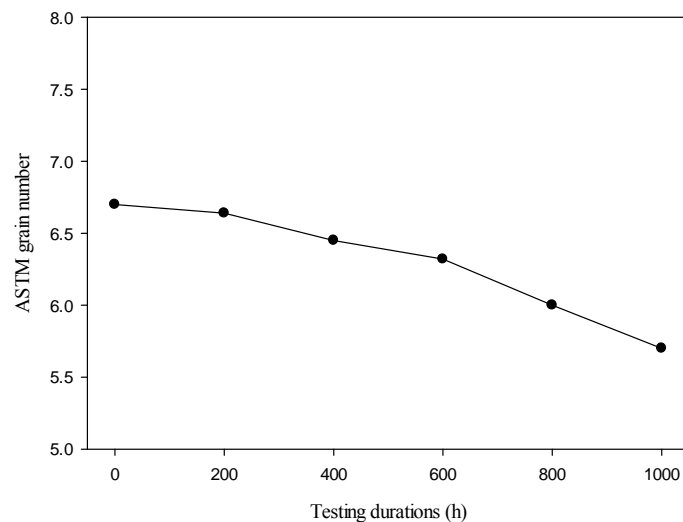
由成份分析結果得知，錫鉛道經濕熱試驗後，其組成並未出現明顯變化，推論應為錫鉛道微結構於測試過程產生變化，故以錫鉛道之晶粒尺寸評估其晶粒粗化過程。以光學顯微鏡觀察蝕刻後之錫鉛層晶粒，如圖二十五所示。圖二十五(a)所示為光學顯微鏡 200 倍之倍率下，

未經濕熱測試之錫鉛道晶粒結構；圖二十五(b)所示為以光學顯微鏡 200 倍之倍率觀察經濕熱測試 200 小時後之錳道晶粒；圖二十五(c)、(d)為以光學顯微鏡 200 倍之倍率觀察經濕熱測試 400 小時與 600 小時後之錳道晶粒，可發現其晶粒尺寸相較濕熱測試 200 小時後之晶粒並沒有明顯的變化；圖二十五(e)為以光學顯微鏡 200 倍之倍率觀察經濕熱測試 800 小時後之錳道晶粒，可發現相比濕熱測試 600 小時前之錳道晶粒，濕熱測試 800 小時後之錳道晶粒明顯出現粗大化之情形；當濕熱測試進行至 1000 小時後，其錳道晶粒在光學顯微鏡 200 倍之倍率下可發現許多明顯粗大化之晶粒分布於微結構中，由此可知經過濕熱測試後，錳鉛道之晶粒會粗大化，且隨著濕熱測試的時間延長，粗大化會越明顯。



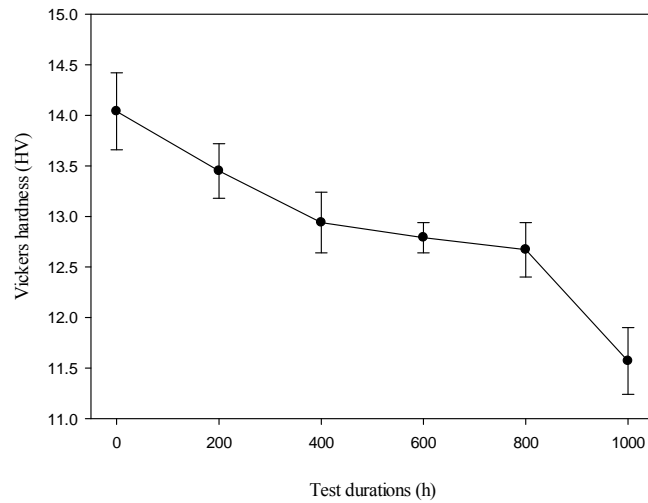
圖二十五、錳鉛道試片經不同測試時間後，錳鉛道之晶粒結構圖，(a)未經濕熱測試，(b)濕熱測試 200 小時，(c)濕熱測試 400 小時，(d)濕熱測試 600 小時，(e)濕熱測試 800 小時，(f) 濕熱測試 1000 小時。

圖二十六所示為錫鉛道晶粒 ASTM 晶粒尺寸與濕熱測試時間之關係圖。未經濕熱測試之錫鉛道，其晶粒尺寸號數為 6.7，換算其平均晶粒直徑約為 35.4 μm ；經濕熱測試 200 小時後，錫鉛層晶粒尺寸號數為 6.64，平均晶粒直徑約為 36.12 μm ，發現晶粒已開始變大，但還未有明顯差異；當濕熱測試時間提高至 400 小時，錫鉛道之晶粒尺寸號數為 6.45，換算其平均晶粒直徑約為 38.5 μm ，可發現晶粒尺寸出現較明顯之增大趨勢；當濕熱測試時間為 600 小時，錫鉛道晶粒尺寸號數為 6.32，其平均晶粒直徑約為 40.36 μm ；濕熱測試 800 小時後之錫鉛道晶粒尺寸號數為 6，平均晶粒直徑約為 44.9 μm ；濕熱測試時間延長至 1000 小時，錫鉛道之晶粒尺寸號數為 5.7，平均晶粒直徑約為 50 μm ，相較於未進行濕熱處理與進行濕熱處理 1000 小時後之錫鉛道晶粒尺寸，可發現晶粒已明顯粗大化，隨濕熱測試時間越長，錫鉛道之晶粒尺寸號數下降，晶粒逐漸粗大化，由 Hall-petch 晶粒尺寸與強度之關係是可得知粗大化之晶粒造成強度下降。



圖二十六、不同濕熱測試時間後，錫鉛道之 ASTM 晶粒尺寸號數與測試時間之關係圖。

圖二十七所示為濕熱測試時間與錫鉛道硬度之關係圖，隨著濕熱測試時間增加，錫鉛道之硬度隨著晶粒逐漸粗大化而下降。未經濕熱測試之錫鉛道平均硬度為 14.04 HV；當濕熱測試來到 200 小時後，錫鉛道之平均硬度下降至 13.45 HV；經過 400 小時之濕熱測試後，錫鉛道之平均硬度為 12.94 HV；濕熱測試 600 小時後，錫鉛道之晶粒持續粗大化，其平均硬度下降至 12.79 HV；濕熱測試 800 小時後，錫鉛道之平均硬度為 12.67 HV；濕熱測試時間延長至 1000 小時，錫鉛道之平均硬度為 11.57 HV，相較於未經濕熱處理之錫鉛道，其硬度因晶粒粗大化之影響而有明顯之下降。

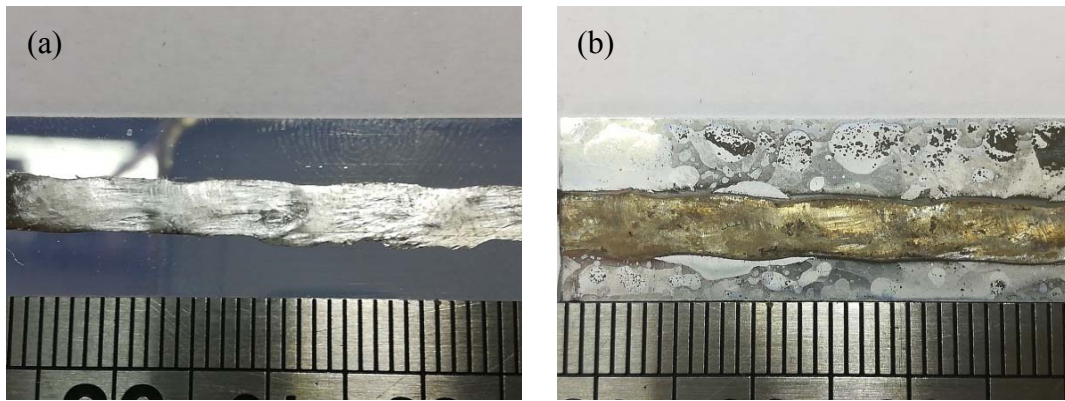


圖二十七、不同濕熱測試時間後，錫鉛道之硬度與測試時間之關係圖。

綜整上述之實驗結果得知錫鉛道與矽基材試片經濕熱測試後，其剪力強度隨測試時間增長而下降，而由表面斷裂型態與接合界面之觀察結果得知推力測試之斷裂位置出現於錫鉛道，顯示錫鉛道與矽基材之接合強度高於錫鉛道之強度，且接合界面完整，無孔洞、裂縫或脫層等缺陷，故錫鉛道經濕熱測試後強度之變化應非接合界面之影響，而為錫鉛道微結構之變化所致，進一步由能量光譜儀之分析結果得知其成份未產生明顯改變，均為原始錫鉛道之組成，而由晶粒尺寸之計算，明顯發現錫鉛道晶粒尺寸隨測試時間之增長，其晶粒尺寸逐漸粗化，粗化之晶粒導致錫鉛道剪力強度之下降，由硬度試驗之結果再次驗證隨著濕熱測試時間延長，錫鉛道之晶粒逐漸粗化，進而使硬度下降。故錫鉛道經濕熱可靠度試驗後，剪力強度下降之主要原因為錫鉛道之晶粒於測試時，隨測試時間增長，引致晶粒之粗大化，致使錫鉛道之剪切強度下降。

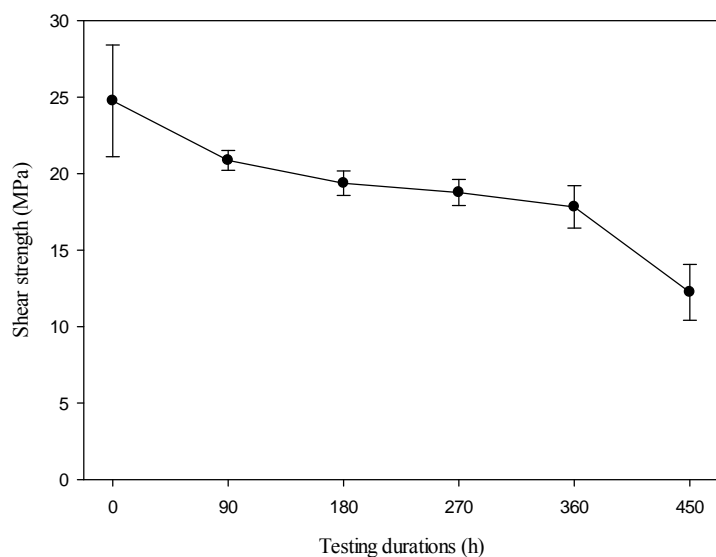
5-3 濕冷測試

濕冷測試將錫鉛道與矽基材鍍合之試片以持溫 85 °C、相對溼度(RH 85%)之條件維持 20 小時後，將溫度降至-40 °C 並維持 0.5 小時，總共進行 450 小時之測試，且每 90 個小時取出一組試片進行推力測試與相關之分析實驗，經濕冷測試後，錫鉛道之表面巨觀圖如圖二十八所示。圖二十八(a)所示為未經濕冷測試之錫鉛道，其表面具有金屬之光澤；圖二十八(b)所示為經濕冷測試 450 小時之錫鉛道，其表面已失去金屬光澤，呈現黃色黯淡之色澤，推測濕冷測試，錫鉛道於高濕與高熱環境下，鍍道表面氧化而使其失去原有之金屬光澤。

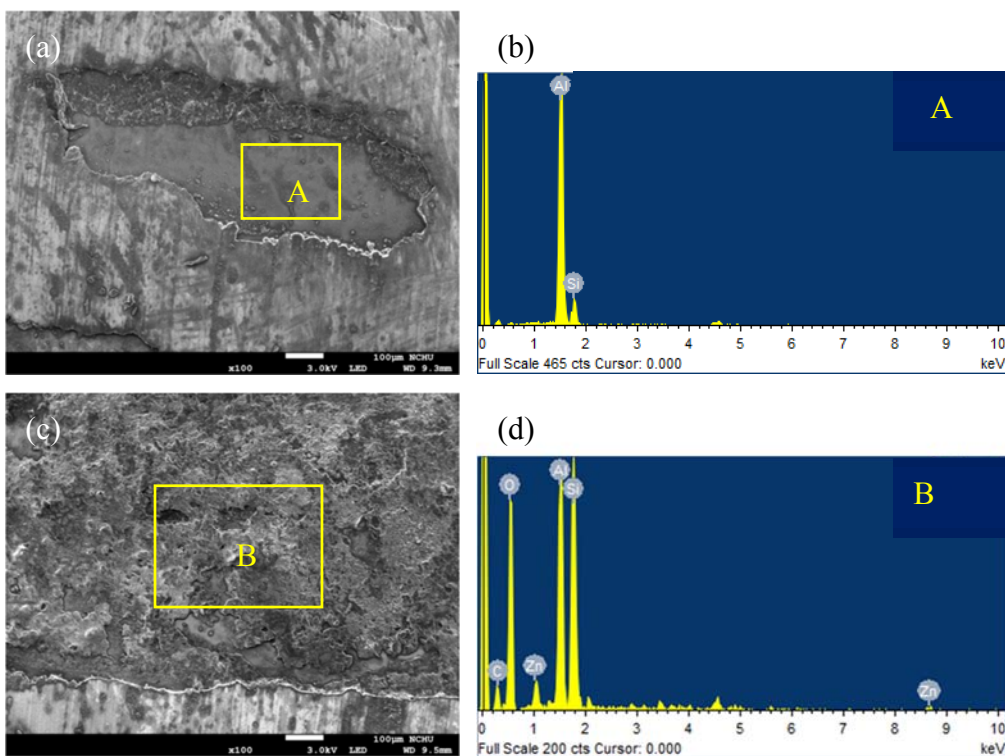


圖二十八、不同濕冷測試後錫鉛道之表面型態圖，(a)未經濕冷測試，(b)經濕冷測試 450 小時。

試片經裁切後進行推力強度測試，其測試結果如圖二十九所示。未經濕冷測試之鉛道，其平均剪力強度約為 24.76 MPa，標準差為 3.65，未經可靠度測試之錫鉛道與矽基材之鉛合強度高於矽基材之強度，故進行推力試驗時，易出現脆性矽基材破裂之情況；當濕冷測試進行至 90 小時，其平均剪力強度明顯下降至 20.87 MPa，標準差為 0.65，其斷裂處仍位於錫鉛道；濕冷測試進行至 180 個小時，平均剪力強度持續下降至 19.38 MPa，標準差為 0.8，錫鉛道之剪力強度隨濕冷測試時間延長而下降；當濕冷測試延長至 270 小時，錫鉛道與矽基材之剪力強度已降至 18.77 MPa，標準差為 0.85，可由斷裂表面型態發現矽基材表面出現一凹處，如圖三十(a)所示，該凹陷處推測為錫鉛道進行推力測試時，錫鉛道由矽基材表面剝離(peel-off)，為進一步判斷經過濕冷可靠度 90 小時後之斷裂機制，以能量光譜儀分析矽基材斷裂表面凹陷處之組成，其組成主要為鋁膜與矽基材，如圖三十(b)所示，此一分析結果顯示錫鉛道於剪力強度測試過程中，由錫鉛道與矽基材表面之鍍鋁膜接合層界面處剝離，錫鉛道與矽基材表面鍍鋁處界面為脆弱破裂之處，此一斷裂面分析結果與剪力強度測試結果相符；鉛道經濕冷測試 360 小時後之剪力強度為 17.83 MPa，標準差為 1.39，相較於未經濕冷測試之平均剪力強度，剪力強度已明顯下降；錫鉛道經濕冷測試 450 小時後，發現其平均剪力強度已明顯下降至 12.24 MPa，僅未經濕冷可靠度測試一半，標準差為 1.83，進一步觀察經推力測試後矽基材表面之斷裂型態，如圖三十(c)所示，可清楚觀察錫鉛道經推力測試時，大部分錫鉛道由矽基材表面剝離，相對於經濕冷測試 270 小時後之剪力斷裂型態圖，剝離面積大幅增加，為驗證推力測試之斷裂發生處，以能量光譜儀分析斷裂表面之組成，如圖三十(d)所示，斷裂表面之主要組成為矽基材與鋁膜接合層，且明顯分析到氧元素，表示表面之鋁膜層有明顯氧化之情況，顯示錫鉛道於推力測試時，由矽基材表面之氧化鍍鋁層剝離，錫鉛道之鉛合強度不佳，此一實驗結果顯示錫鉛道經濕冷可靠度測試後，其平均剪力強度大幅下降至未進行可靠度測試前之一半，另其斷裂模式由錫鉛道處之斷裂，隨濕冷測試時間之延長，轉為錫鉛道與矽基材表面鍍鋁接合界面之斷裂，推論濕冷測試可能導致錫鉛道與矽基材界面處之劣化，進而降低錫鉛道與矽基材間之鉛合強度。



圖二十九、不同濕冷測試時間與剪力強度之變化關係圖。

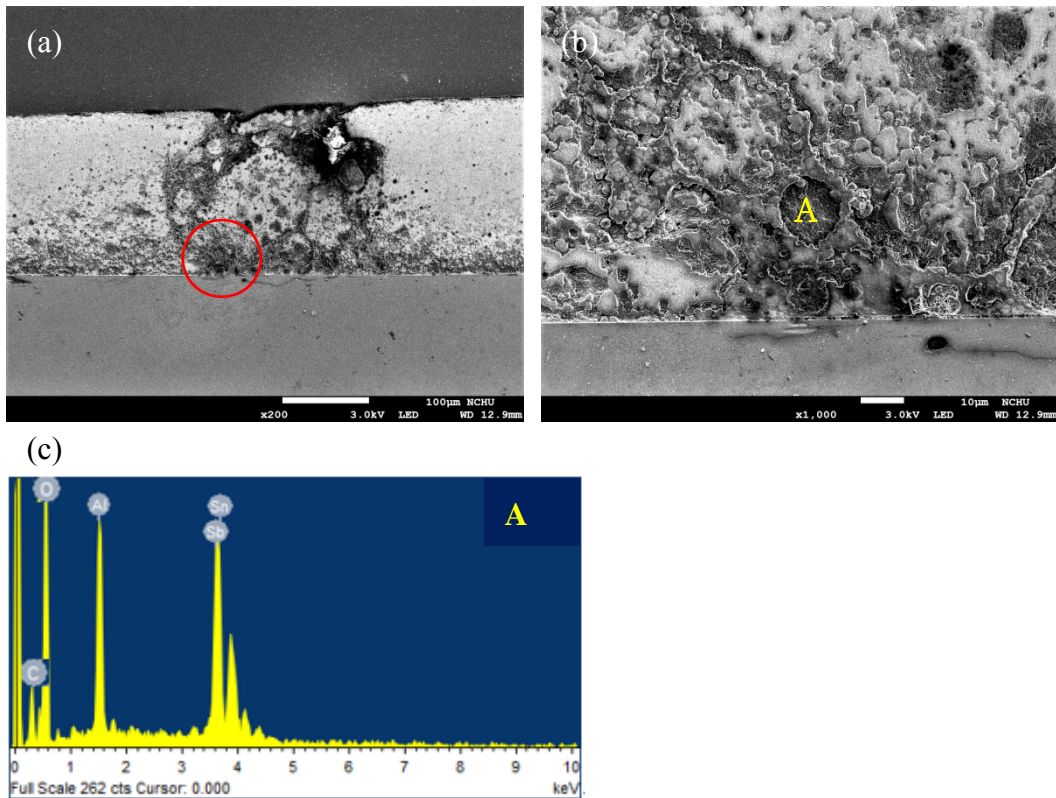


圖三十、錫鉛道試片經不同時間之濕冷測試後，經推力試驗之破裂型態與能量光譜分析圖，(a)濕冷測試 270 小時，(b)A 區域之能量光譜分析圖，(c) 濕冷測試 450 小時，(d)B 區域之能量光譜分析圖，。

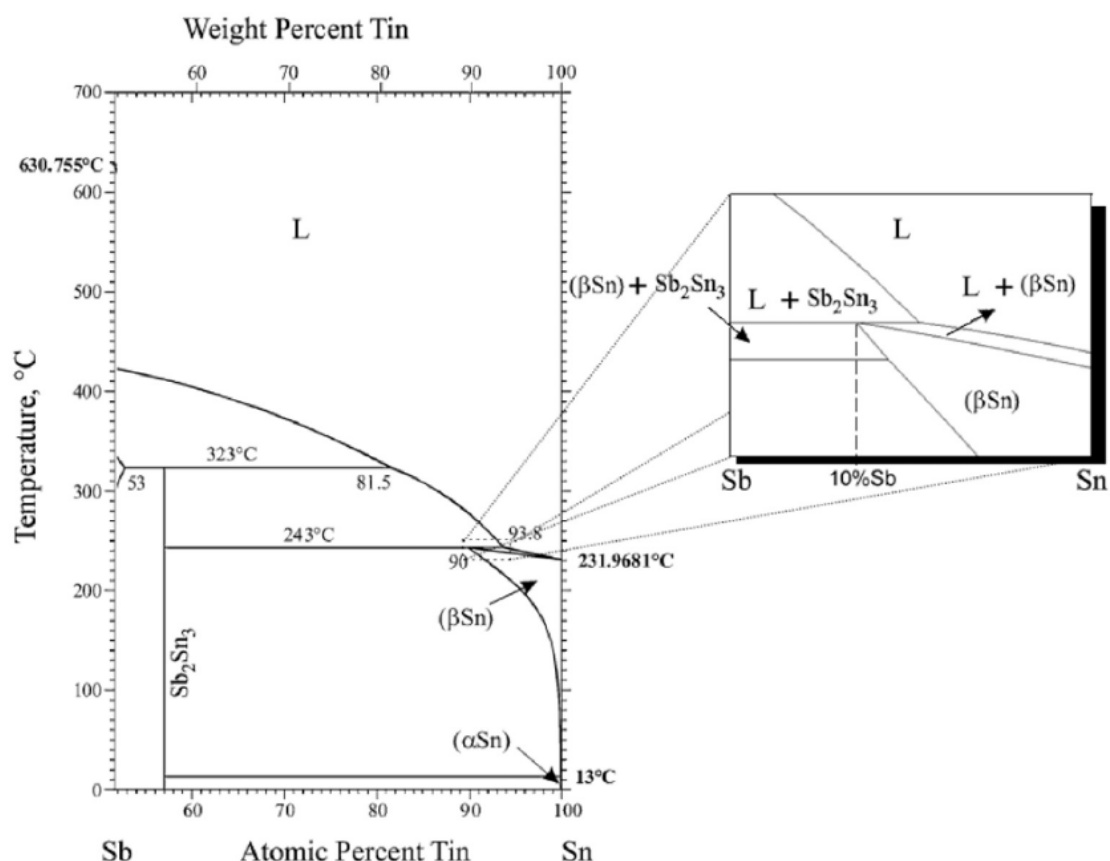
為確定錫鉛道試片經濕冷測試後，錫鉛道與矽基材接合界面可能產生之缺陷，以電子顯微鏡觀察錫鉛道與矽基材之接合界面。圖三十一所示為錫鉛道與矽基材接合界面之顯微結構

圖，錫鉛道與矽基材鋅合試片經濕熱可靠度試驗 270 小時後，錫鉛道與矽基材之鋅合界面出現許多孔洞與裂痕等缺陷，如圖三十一(a)所示，進一步將錫鉛道鋅合區域之孔洞或裂痕以較高倍率之電子顯微鏡觀察，確實在鋅合界面出現裂痕與孔洞等缺陷，如圖三十一(b)所示，該缺陷應為試片受濕冷可靠度測試時，錫鉛道與矽基材之鋅合界面無法承受潮濕與冷熱循環之應力變化，故錫鉛道出現裂痕與孔洞等缺陷，此一觀察結果與錫鉛道之剪力強度實驗結果一致，錫鉛道受濕冷可靠度試驗後於錫鉛道及鋅合界面處出現缺陷，其破斷面部分出現於鋅合界面，致使其剪力強度下降。

以能量散射光譜分析儀對錫鉛道進行組成成份之分析，孔洞與裂縫區域之成份分析如圖三十一(c)所示，其組成除錫外，含有鋁與銻(Sb)之成份，鋁應為靠近矽基材鋅合界面預鍍之鋁膜接合層，銻元素應溶於鋅錫材料中，以錫 - 銻二元相圖[53]推論，如圖三十二所示，該銻之成份為錫鉛道受到濕冷測試之 -40°C 時，錫鉛材基地之溶解率下降而析出，而該析出物亦可能造成錫鉛道之組成不均，在 85°C 與 -40°C 時產生熱應力(thermal stress)，致使錫鉛道與其鋅合界面出現孔洞與裂痕等缺陷，進而降低錫鉛道之剪力強度。



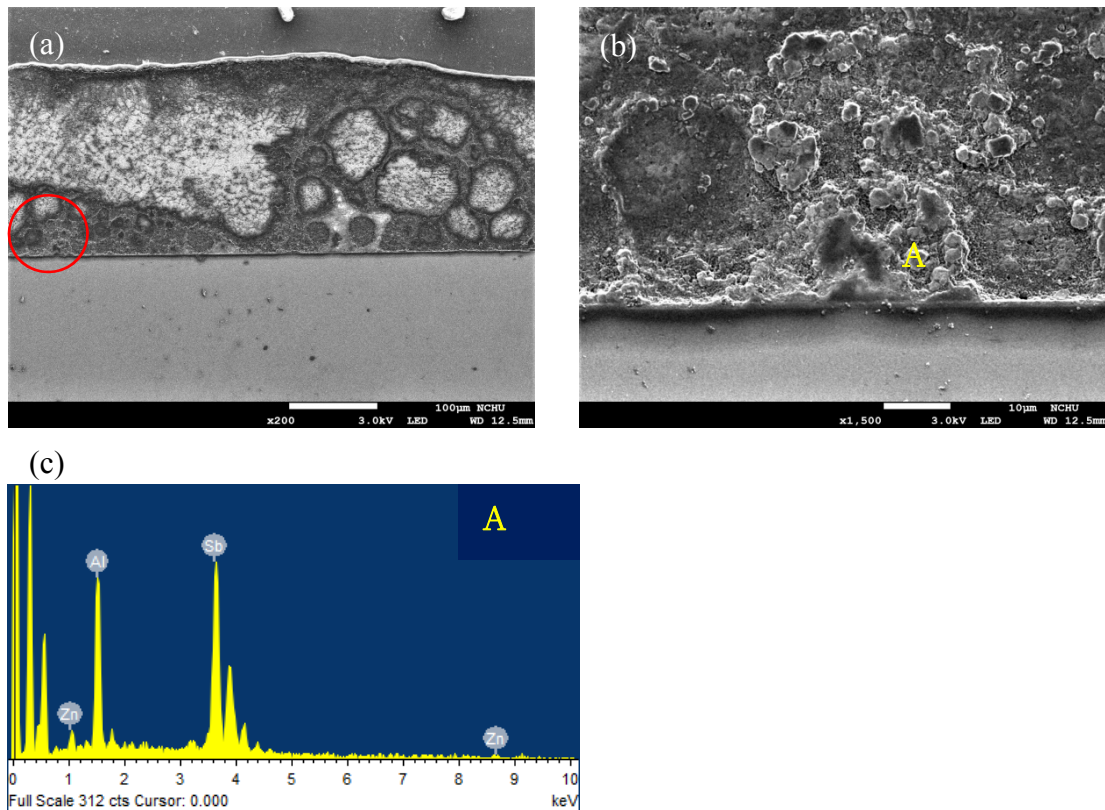
圖三十一、錫鉛道試片經濕冷測試 270 小時後之微結構圖與能量光譜分析圖，(a)為 200 倍之微結構，(b)為(a)圓框處放大至 1000 倍之微結構，(c)A 點之能量光譜分析圖。



圖三十二、錫 - 銻二元相圖[41]。

進一步以電子顯微鏡觀察經濕冷測試 450 小時後，錫鉛道與矽基材鉛合界面之微結構，如圖三十三所示。相較於錫鉛道經濕冷測試 270 小時後之鉛合界面微結構(圖三十一(a))，經濕冷測試 450 小時後(圖三十三(a))，鉛合界面之孔洞與缺陷沿著鉛合界面延伸且擴大，顯示鉛合界面隨測試時間之增長而劣化，此一觀察結果符合濕冷測試後試片剪力強度之變化。將圖三十三(a)靠近鉛合界面處以較大倍率觀察其微結構，如圖三十三(b)所示，錫鉛道出現細小的顆粒析出物與孔洞等缺陷，這些孔洞缺陷範圍相較於經濕冷測試 270 小時後之鉛合界面(圖三十一(b))，其缺陷範圍區域更大，由此觀察結果可知隨濕冷測試時間延長，其內部所產生缺陷亦隨之擴大，故其剪力強度衰退更為嚴重。

以能量光譜儀分析錫鉛道經濕冷測試 450 小時後，鉛道與矽基材鉛合界面處組成成份如圖三十三(c)所示。圖三十三(c)所示組成為鋁、銻，該銻之成份推測應為濕冷測試之低溫(-40)降低錫基地(matrix)之溶解度，促使銻元素析出，該組成未檢出錫成分，推論因錫與銻之能階相近，具重疊之效應。

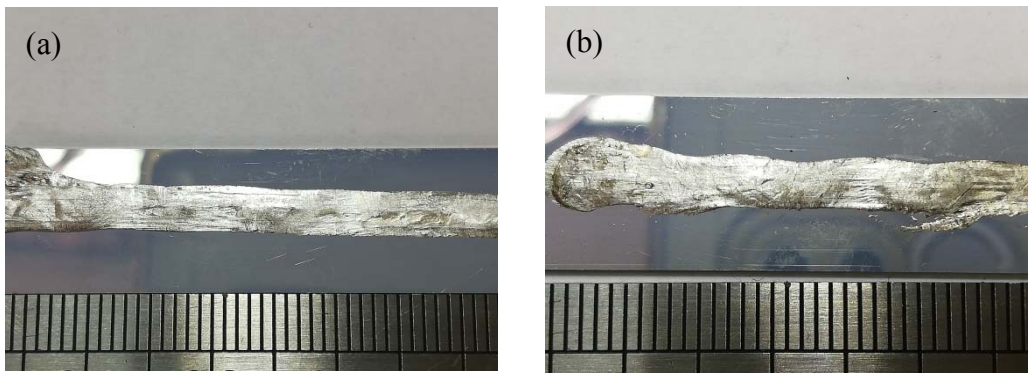


圖三十三、錫鉛道試片經濕冷測試 450 小時後之微結構圖與能量光譜分析圖，(a)為 200 倍之微結構，(b)為(a)圓框處放大至 1500 倍之微結構，(c)A 點之能量光譜分析圖。

綜整上述實驗與分析結果，得知錫鉛道銲合於矽基材試片之剪力強度隨濕冷可靠度測試時間增長而下降，由其斷裂模式可知隨測試時間增長，斷裂模式由錫鉛道轉變成銲合界面之剝離，故試片經濕冷測試後之剪力強度為銲合界面出現孔洞或裂痕等缺陷所致。

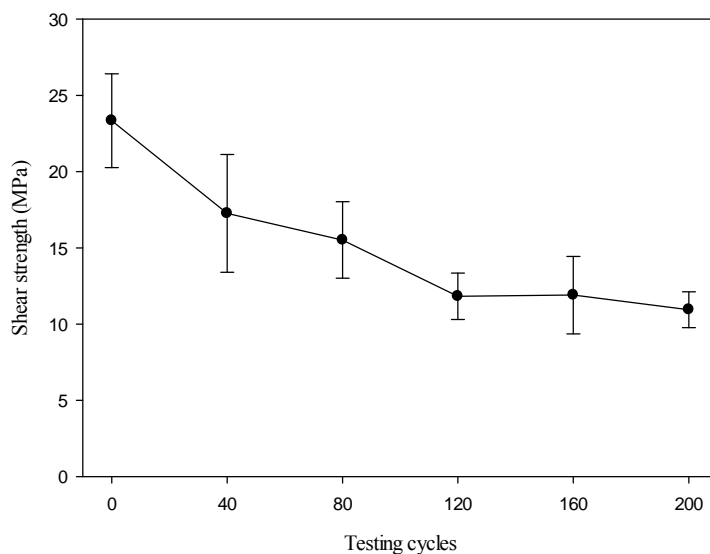
5-4 熱循環測試

熱循環測試主要驗證當溫度快速變化且多次循環作用下，封裝元件受熱膨脹或降溫收縮，因材料間熱膨脹係數之差異，於接合界面引致熱應力或經多次冷熱循環所產生之疲勞破壞。本實驗熱循環測試之條件設定為高溫 90、低溫-40，且升降溫速率不可大於 100 °C/hr，總共測試 200 週期，每 40 週期拿出一組試片，而後進行推力測試與微結構觀察。經熱循環測試後，銲道之巨觀圖如圖三十四所示。未經熱循環測試錫鉛道之表面富有金屬光澤，如圖三十四(a)所示；圖三十四(b)為經熱循環測試 200 週期後之錫鉛道表面外觀型態圖，雖表面也具有金屬光澤，但相較於未經熱循環測試之錫鉛道，其外觀顏色偏黃，其原因推測為銲道表面於熱循環測試時，加熱所導致，而相較於濕熱測試與濕冷測試之銲道，熱循環測試之銲道因為未經水氣環境，故無黑色斑點，且金屬光澤亦較明顯。

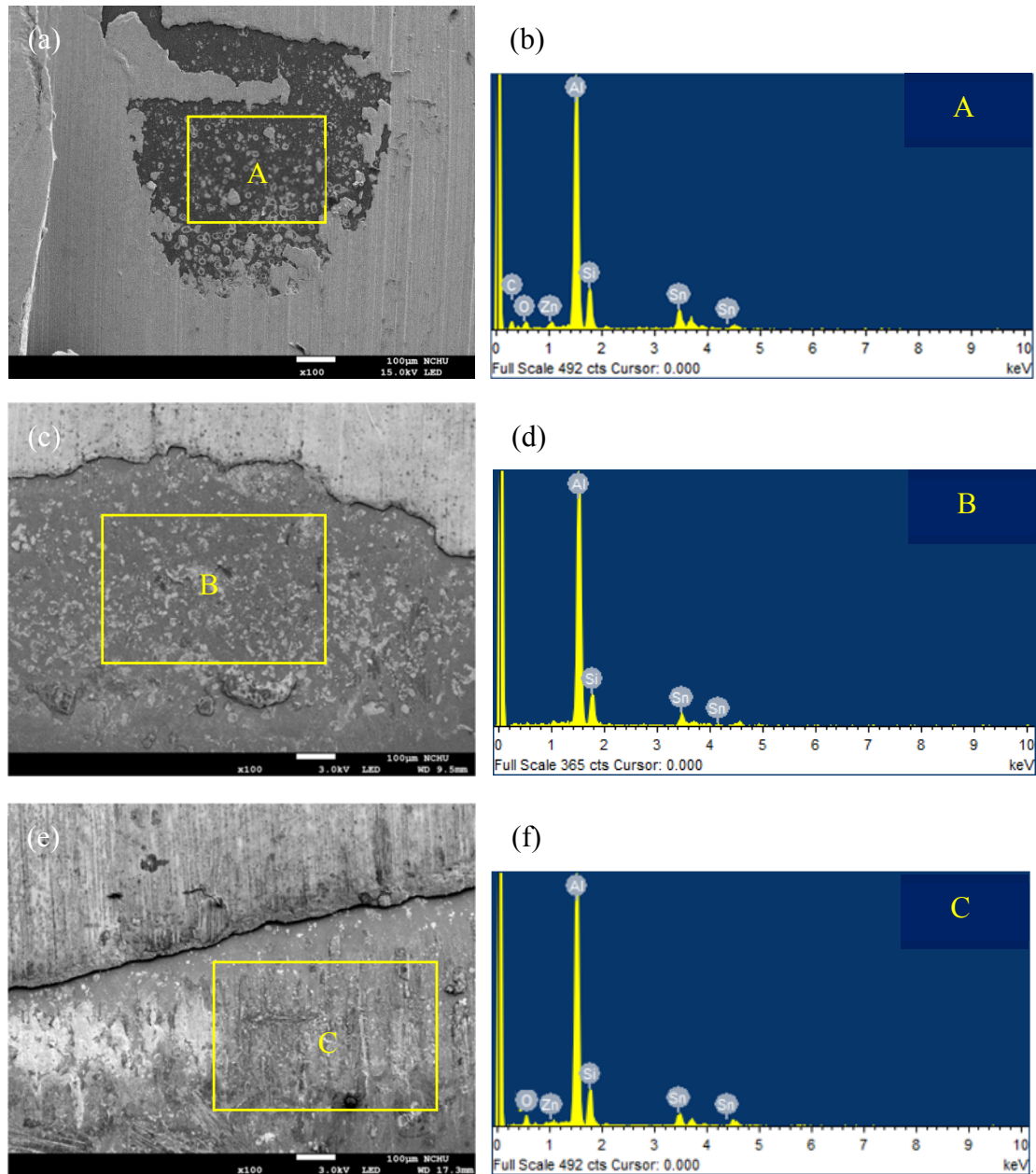


圖三十四、不同熱循環測試後錫鉛道之表面型態圖，(a)未經熱循環測試，(b)經熱循環測試 200 個週期。

錫鉛道經熱循環可靠度測試後，其剪力強度之變化如圖三十五所示。未經熱循環測試鉸合試片之平均剪力強度約為 23.34 MPa，標準差為 3.07，該試片經推力測試後之斷裂發生處位於錫鉛道；當熱循環測試經 40 週期後，其剪力強度下降至 17.26 MPa，標準差為 3.86，由其推力測試後之斷裂面模式如圖三十六(a)所示，破裂處發生於錫鉛道與矽基材鉸合界面，進一步以能量光譜分析矽基材斷裂表面分析其組成，如圖三十六(b)所示，主要組成為鋁、矽與錫之成份，顯示經過熱循環測試 40 週期後，其斷裂面發生於錫鉛道與矽基材之鉸合界面；隨熱循環測試週期增加，其剪力強度隨之下降，其推力測試後之斷裂面出現於矽基材表面之鍍鋁膜層，且剝離面積隨測試週期增長而加大，如圖三十六(c)、(e)所示，相對於該破裂表面之組成為鋁、矽與錫，如圖三十六(d)、(f)所示，此一分析結果顯示，錫鉛道經熱循環測試後其剪力強度隨測試週期增加而下降，破裂模式由錫鉛道斷裂轉變成錫鉛道與矽基材鉸合處之剝離。推論錫鉛道與矽基材鉸合試片經熱循環測試後，錫鉛道與矽基材之熱膨脹係數(CTE)差異(如表二所示)，易於鉸合界面處形成熱應力，該熱應力引致推力測試時，鉸合界面處之斷裂



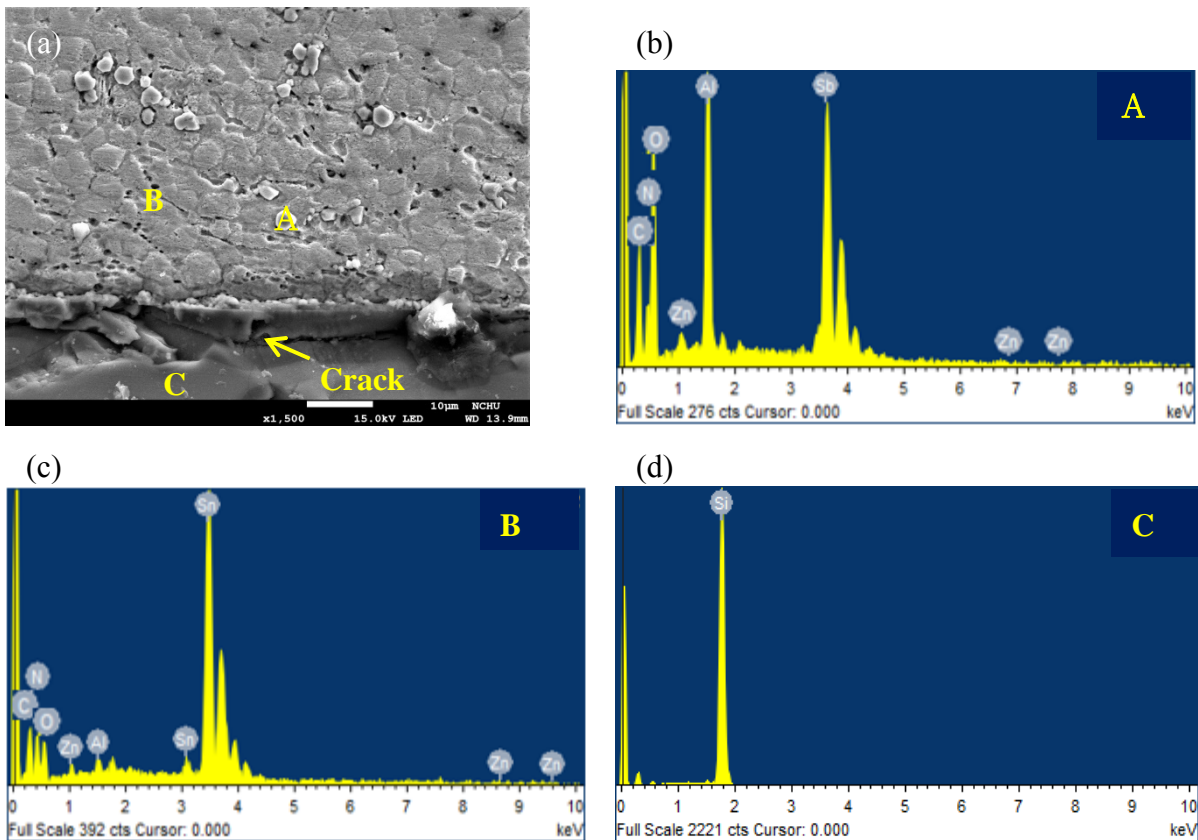
圖三十五、不同熱循環測試週期與剪力強度之變化關係圖。



圖三十六、錫鉛道試片經不同週期之熱循環測試後，經推力試驗之破裂型態與能量光譜分析圖，(a)熱循環測試 40 週期，(b)A 區域之能量光譜分析圖，(c) 熱循環測試 120 週期，(d)B 區域之能量光譜分析圖，(e) 熱循環測試 200 週期，(f)C 區域之能量光譜分析圖。

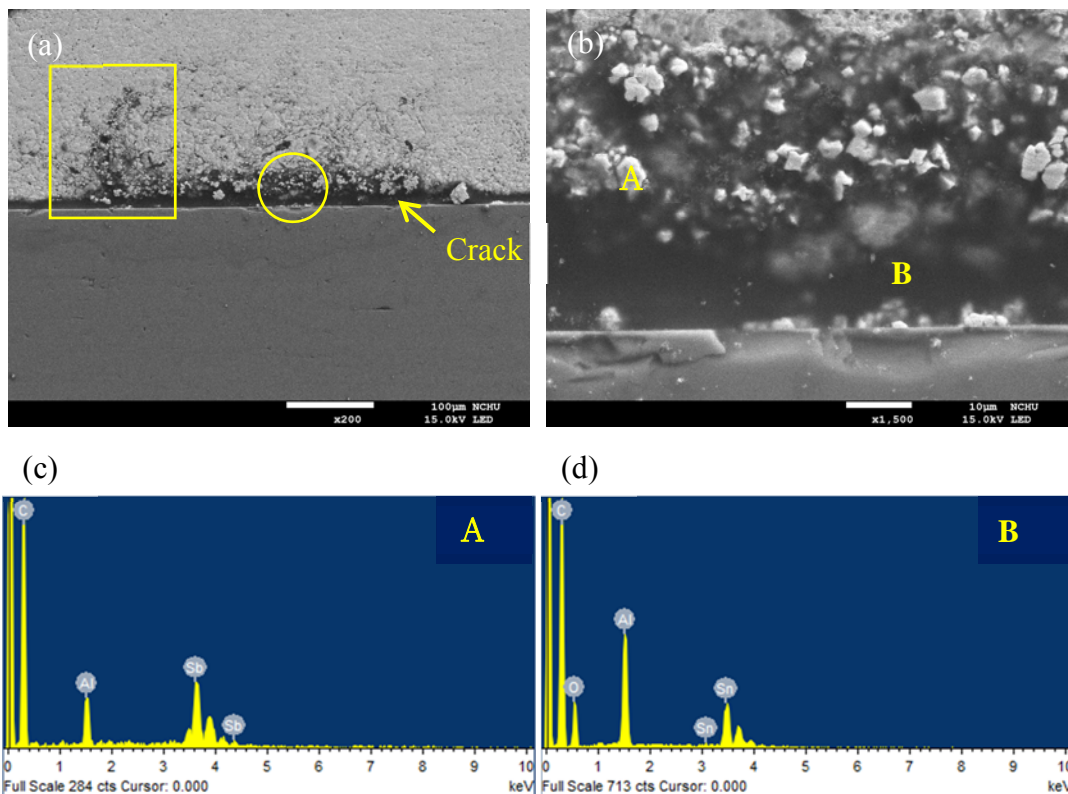
以電子顯微鏡觀察經熱處理測試 40 週期之鉛道微結構與能量光譜分析，如圖三十七所示。錫鉛道與矽基材之鉛合界面因熱循環測試，錫鉛道與矽基材間熱膨脹係數差異，收縮應力致使鉛合界面出現裂痕與孔洞等缺陷，在溫度快速變化下，界面會產生熱應力破壞，而矽基材因其易脆性，故在溫度如此劇烈變化之熱循環測試中，其會較錫鉛料更易產生破裂；此外在界面以及錫鉛層中也可以看見如濕冷測試一般的許多細小顆粒，將這些細小的顆粒以能量光

譜分析，其主要組成為錒元素(A點)，如圖三十七(b)所示，由此觀察與分析結果得知鋅合界面之破裂致使剪力強度下降。



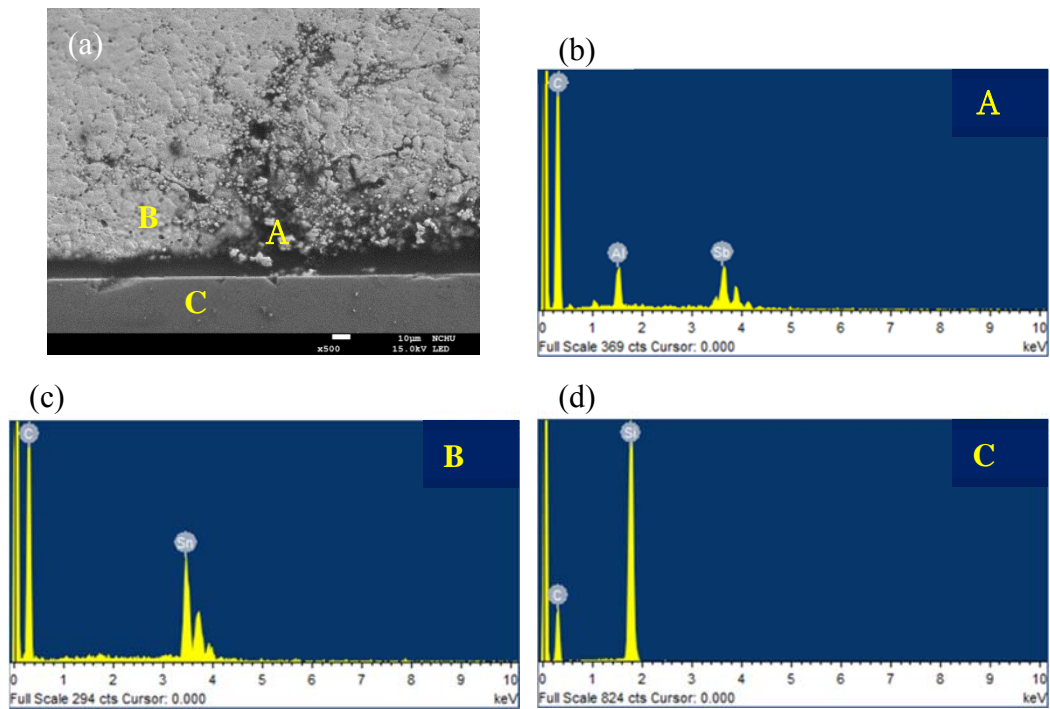
圖三十七、鋅道試片經熱循環測試 40 週期後之微結構圖與能量光譜分析圖，(a)鋅合界面微結構圖，(b) A 點之能量光譜分析圖，(c) B 點之能量光譜分析圖，(d) C 點之能量光譜分析圖。

以電子顯微鏡觀察經熱循環測試 200 週期之鋅道微結構與能量光譜分析，如圖三十八所示。在經過熱循環測試 200 週期後，錫鋅道與矽基材之接合界面出現明顯裂痕之缺陷，如圖三十八(a)所示，發現裂痕沿著界面擴散，推測由於錫鋅料與矽基材之熱膨脹係數不同，在溫度快速變化下，界面之缺陷會隨著週期之增加而擴大，導致錫鋅道與矽基材鋅合界面之劣化，此一結果符合熱循環測試之剪力強度變化。將圖三十八(a)之裂痕缺陷處(圓框處)以更高倍率放大後觀察，如圖三十八(b)所示，發現在裂痕中出現許多細小之顆粒(A點)，以能量光譜分析其組成成份，如圖三十八(c)所示，其主要組成成份為錒元素，再次驗證了低溫(-40)會降低錫基地之溶解度，促使錒元素之析出；以能量光譜儀分析裂痕中(B點)之組成成份，如圖三十八(d)所示，發現其主要組成成份為氧及鋁，可推測矽晶圓表面之鋁層已氧化形成氧化鋁之結構。



圖三十八、鐳道試片經熱循環測試 200 週期後之微結構圖與能量光譜分析圖，(a)鐳合界面微結構圖，(b)圓框處之鐳合界面高倍率圖，(c)圖(b)之能量光譜分析圖。

將圖三十八(a)所示之裂痕結構(方框處)放大並以 EDS 分析，其結果如圖三十九所示。當熱循環測試達 200 週期時，其裂痕不僅會沿著界面擴大，裂痕亦出現於錫鐳道中，且可以發現裂痕中有許多細小之顆粒分布，如圖三十九(a)所示，以能量光譜儀分別分析 A、B、C 三個點，各點之組成均不相同，發現細小的顆粒(A 點)為 Sb，較大之晶粒(B 點)為錫鐳材，下方結構(C 點)為矽基材，分別如圖三十九(b)、(c)、(d)所示。銻元素之分布大多數為沿著裂痕兩側或是於裂痕中析出，且熱循環測試之週期增加時，會析出更多的銻元素於裂縫附近，由此觀察結果推論，隨著熱循環測試之週期增加，銻元素之析出量隨之增加，且裂痕與缺陷會隨著銻元素之析出而擴大，進而影響鐳合界面之強度。

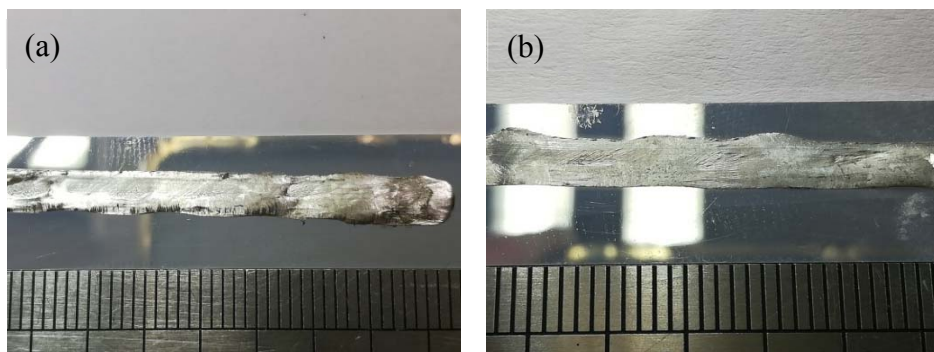


圖三十九、經熱循環測試 200 週期之裂痕微結構與能量光譜分析圖，(a)以較高倍率觀察圖三十八(a)之方框區域，(b) A 點之能量光譜分析圖，(c)B 點之能量光譜分析圖，(d)C 點之能量光譜分析圖。

綜整錫鉛道試片經不同熱循環測試週期後，試片之剪力強度變化，破斷模式與鉛合界面之顯微結構分析，可知剪力強度隨熱循環測試週期之增加而下降，其原因應為冷熱循環下，錫鉛道與矽基材間熱膨脹係數之差異而引致接合界面之熱應力，使鉛合界面產生裂縫與孔洞等缺陷，致使剪力強度下降且破斷模式由錫鉛道之斷裂轉變為鉛合界面處之剝離破裂，此外，銻元素(Sb)隨熱循環測試週期之增加，析出於裂縫或孔洞等缺陷處會隨之增加，推論為熱循環測試之低溫(-40 °C)使錫基地對銻元素之溶解度下降，致使銻元素由錫基地中析出。

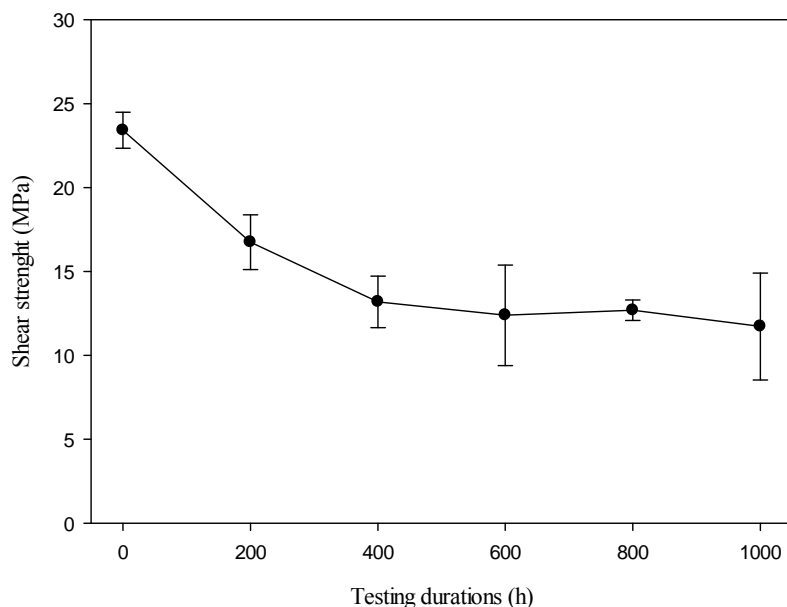
5-5 高溫儲存測試

本實驗高溫儲存測試條件為 150 °C 之加熱溫進行總計 1000 小時持溫測試，每 200 小時拿出一組試片，隨後進行推力試驗，經高溫儲存測試後之鉛道如圖四十所示。未經高溫儲存測試之鉛道，其表面富金屬光澤，如圖四十(a)所示；圖四十(b)所示，為高溫儲存 1000 小時後之鉛道表面型態圖，表面與未經測試之鉛道同樣保有金屬光澤，無明顯外觀之變化。

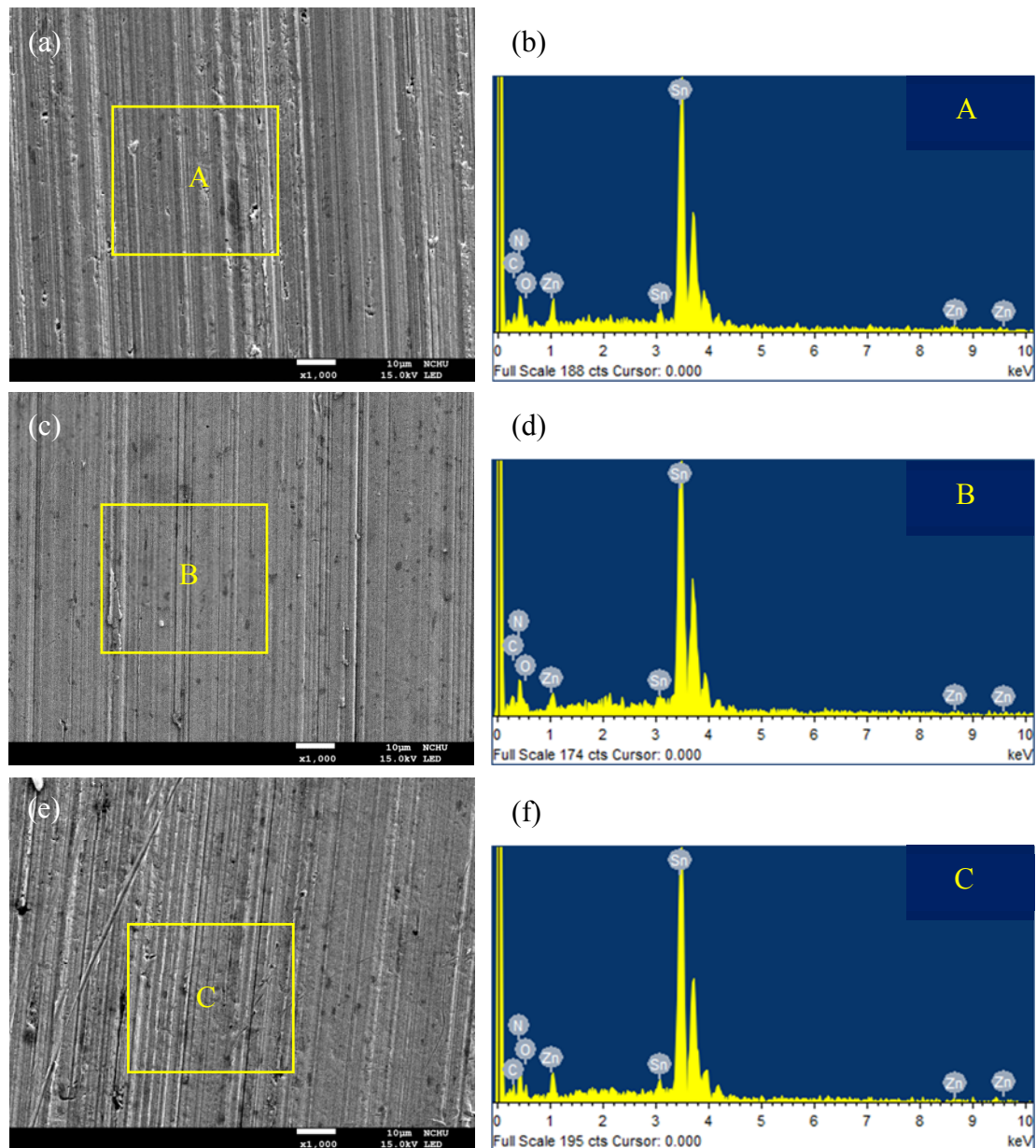


圖四十、不同高溫儲存測試後錫鉛道之表面型態圖，(a)未經高溫儲存測試之錫鉛道，(b)未經高溫儲存測試 1000 小時後之錫鉛道。

未經與經高溫儲存測試之錫鉛道剪力強度如圖四十一所示。未經高溫儲存測試錫鉛道之平均剪力強度為 23.42 MPa，標準差為 1.07，配合如前所述之錫鉛道未經可靠度測試，其剪力後破斷面位置出現於錫鉛道；當高溫儲存測試 200 小時後，錫鉛道之平均剪力強度下降至 16.75 MPa，標準差為 1.63，推測其鉛合界面可能已出現缺陷或錫鉛道晶粒於高溫環境下粗大化，剪力強度降低，配合推力試驗後之破斷表面型態觀察，發現斷裂面出現於錫鉛道且斷面表面出現推力刮刀測試後留下之明顯刮痕，如圖四十二(a)所示，以能量散射光譜分析表面型態之主要組成錫元素，如圖四十二(b)所示，此一分析結果驗證推力測試之斷裂面未於錫鉛道；錫鉛道經高溫儲存測試 400 小時與 600 小時後，剪力強度持續下降至 13.19 MPa 與 12.39 MPa，標準差為 1.54 與 3.00，觀察錫鉛道於高溫儲存可靠度測試 600 小時後之斷裂模式，斷裂發生於錫鉛道，且錫鉛道表面出現推力測試後留下之刮痕，如圖四十二(c)所示，該刮痕相較於未經高溫儲存可靠度試驗錫鉛道試片推力測試後之刮痕嚴重，推論錫鉛道之硬度下降，延性相對提升所致，以能量散射光譜儀分析斷裂表面，其主要之成份為錫與鉛元素，如圖四十二(d)所示，證明其破斷表面為錫鉛道；錫鉛道經高溫儲存測試 800 小時後，其平均剪力強度為 12.69 MPa，標準差為 0.61；高溫儲存測試延長至 1000 小時後，其剪力強度下降至 11.72 MPa，標準差為 3.19，相較高溫儲存 600 小時剪力強度之下降趨勢較為緩和，斷裂之型態如圖四十二(e)所示，斷裂處發生於錫鉛道表面，該斷裂模式與經高溫儲存 800 小時之錫鉛道相似，其組成亦為錫與鉛，如圖四十二(f)所示。綜整上述實驗結果，隨著高溫儲存測試時間延長，鉛道之剪力強度會隨之下降，其斷裂模式主要發生於錫鉛道。



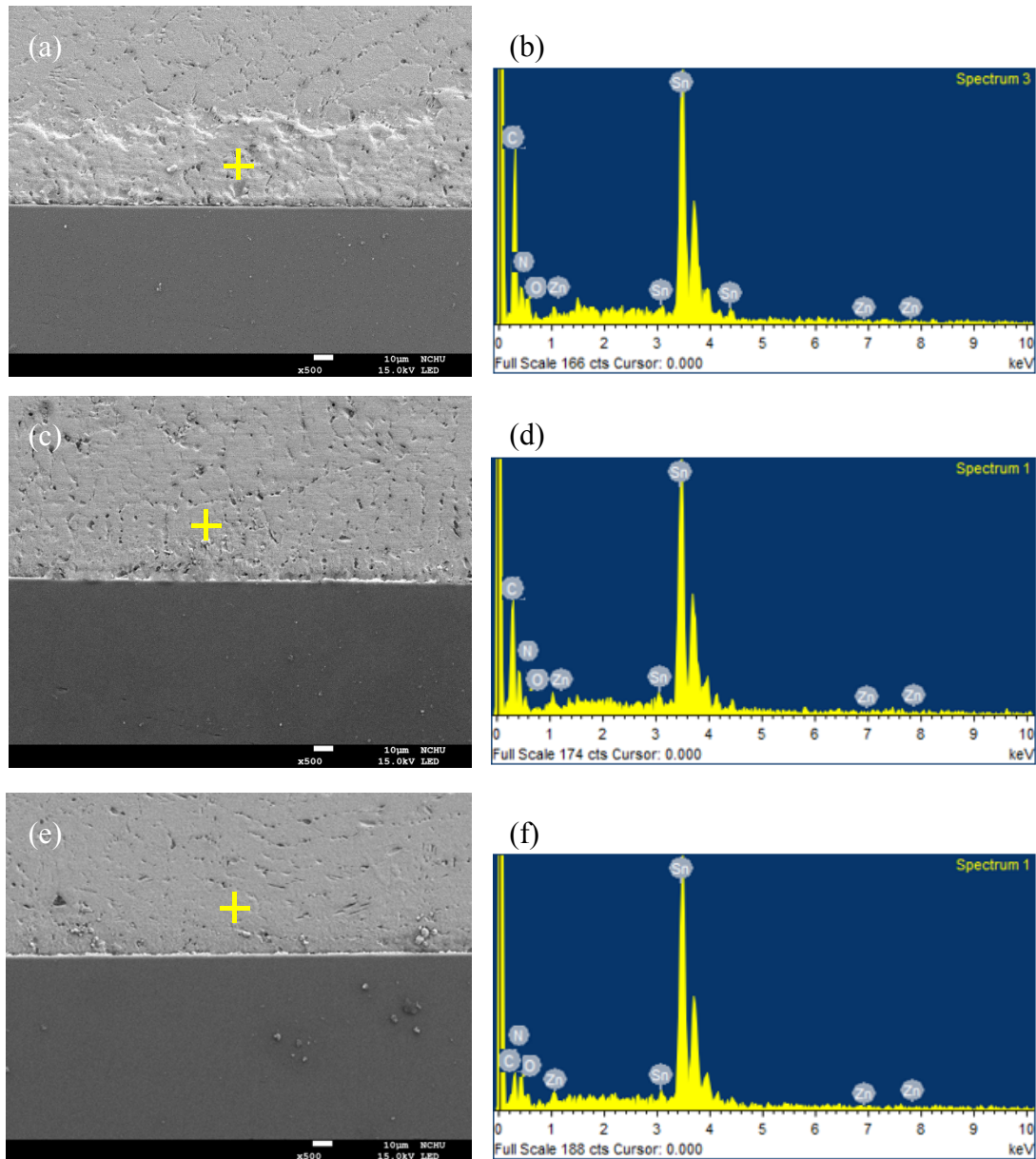
圖四十一、不同高溫儲存測試時間與剪力強度之變化關係圖。



圖四十二、錫鉛道試片經不同時間之高溫儲存測試後，經推力試驗之破裂型態與能量光譜分析圖，(a) 高溫儲存測試 200 小時，(b)A 區域之能量光譜分析圖，(c) 高溫儲存測試 600 小時，(d)B 區域之能量光譜分析圖，(e) 高溫儲存測試 1000 小時，(f)C 區域之能量光譜分析圖。

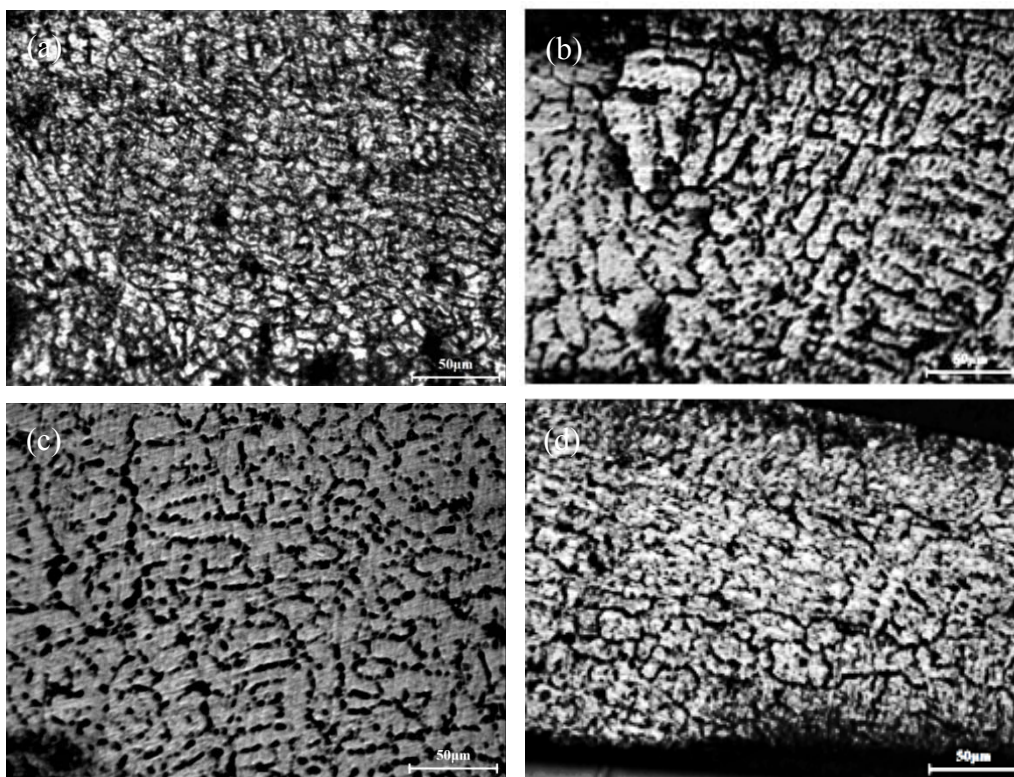
以電子顯微鏡觀察經不同高溫儲存測試時間後之錫鉛道微結構，如圖四十三所示。圖四十三(a)所示為未經高溫儲存測試之錫鉛道微結構，其鉛合界面完整，無缺陷出現，錫鉛道之組成為錫與鉛元素，如圖四十三(b)所示；圖四十三(c)為進行高溫儲存測試 200 小時後之錫鉛道微結構，可發現其矽基材上之鋁接著層出現部分脫層現象，以能量散射光譜儀分析錫鉛道之組成，其主要成份為錫與鉛元素，如圖四十三(d)所示，該組成與未經高溫儲存測試之試片相同，由此分析結果得知錫鉛道經高溫儲存測試 200 小時後，其成份仍維持不變；圖四十三

(e)為經高溫儲存測試 1000 小時後之錫鉛道微結構，圖四十三(f)為對圖四十三(e)進行之能量散射光譜分析圖，確認上層結構為錫鉛層，鉛合界面仍完整接合，此一觀察結果顯示錫鉛道與矽基材之接合界面不會隨高溫儲存可靠度測試時間增長而使其劣化，故其推力試驗之斷裂處均發生於錫鉛道，由此得知錫鉛道與矽基材鉛合試片經高溫儲存測試之可靠度由錫鉛道所主導。



圖四十三、錫鉛道試片經不同高溫儲存測試時間後，鉛合界面之微結構圖與其能量光譜分析圖，(a)未經高溫儲存測試，(b)圖(a)之能量光譜分析結果，(c)高溫儲存測試 200hr，(d)圖(c)之能量光譜分析結果，(e)高溫儲存測試 1000 小時，(f)圖(e)之能量光譜分析結果。

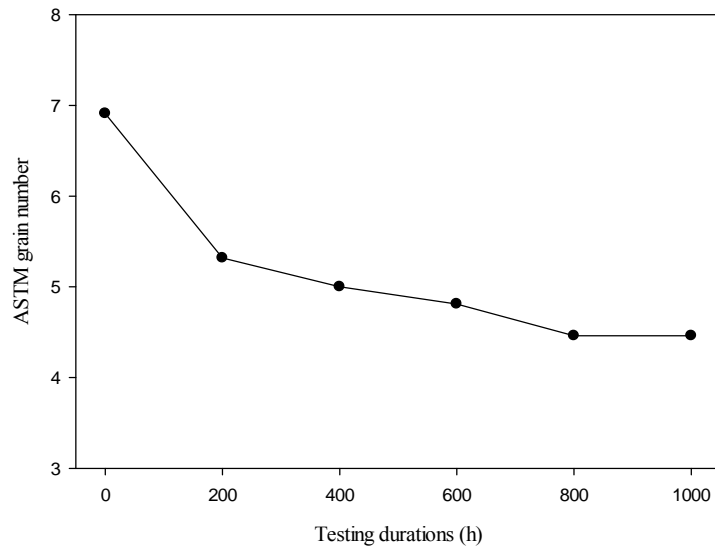
由上述結果得知，錫鉛道經高溫儲存測試後，其組成並未出現明顯變化，且錫鉛道與矽基材之鉛合界面也無孔洞、裂痕或脫層等缺陷產生，推論應為錫鉛道微結構於測試過程產生變化，故以錫鉛道之晶粒尺寸評估其晶粒粗化過程。以光學顯微鏡觀察蝕刻後之錫鉛層晶粒，如圖四十四所示。以光學顯微鏡 200 倍之倍率拍攝未經高溫儲存測試之錫鉛道晶粒結構圖，如圖四十四(a)所示；圖四十四(b)為經高溫儲存測試 200 小時後之錫鉛道以光學顯微鏡 200 倍率拍攝之晶粒結構圖；以光學顯微鏡 200 倍之倍率拍攝經高溫儲存測試 600 小時之錫鉛道晶粒結構圖，如圖四十四(c)所示，發現相較經測試 200 小時之錫鉛道晶粒，其晶粒尺寸略為粗化；以光學顯微鏡 200 倍之倍率拍攝經高溫儲存測試 1000 小時之錫鉛道晶粒結構圖，如圖四十四(d)所示，發現其晶粒尺寸相較於未經測試之錫鉛道晶粒明顯粗化，且尺寸也較測試 200 小時與 600 小時為大。



圖四十四、錫鉛道試片經不同測試時間後，錫鉛道之晶粒結構圖，(a) 未經高溫儲存測試，(b) 高溫儲存測試 200 小時，(c) 高溫儲存測試 600 小時，(d) 高溫儲存測試 1000 小時。

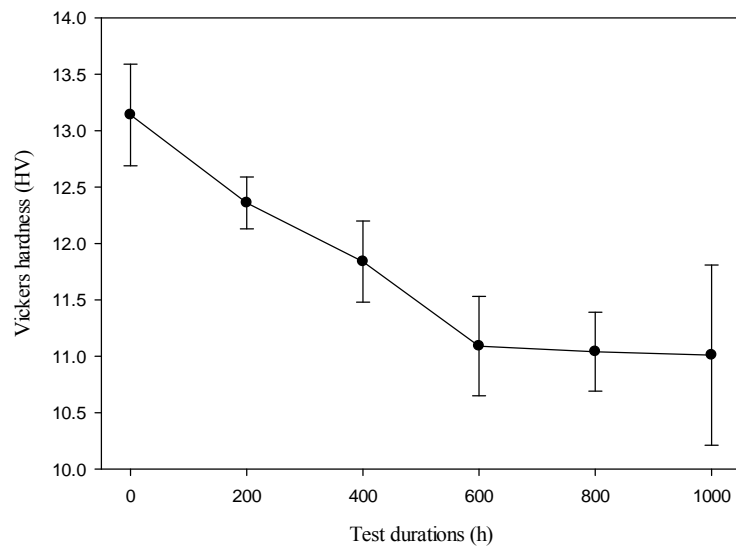
圖四十五所示為錫鉛道晶粒 ASTM 晶粒尺寸與高溫儲存測試時間之關係圖。未經高溫儲存測試之錫鉛道，其晶粒尺寸號數為 6.91，換算其平均晶粒直徑約為 $32.88 \mu\text{m}$ ；經高溫儲存測試 200 小時後，錫鉛道晶粒尺寸號數驟降至 5.32，換算其平均晶粒直徑約為 $57.04 \mu\text{m}$ ，發現明顯晶粒粗化之現象，其原因為高溫儲存之加熱溫度會促使晶粒成長，使晶粒粗大化；高溫儲存測試 400 小時後之錫鉛道晶粒尺寸號數為 5，換算其平均晶粒直徑約為 $63.5 \mu\text{m}$ ；當高

溫儲存測試時間為 600 小時，錫鉛道之晶粒尺寸號數為 4.81，其換算之平均晶粒直徑約為 68.06 μm ；高溫儲存測試 800 小時與 1000 小時之晶粒尺寸號數皆為 4.46，換算其平均晶粒直徑皆為 76.64 μm 。隨著高溫儲存測試之時間越久，晶粒尺寸號數下降，表示錫鉛料之晶粒逐漸粗大化，而晶粒粗大化會導致剪力強度下降，但當高溫儲存測試進行至 400 小時之後，晶粒粗化之現象漸緩，當晶粒成長至直徑 76.64 μm 時即會停止成長。



圖四十五、不同高溫儲存測試時間後，錫鉛道之 ASTM 晶粒尺寸號數與測試時間之關係圖。

圖四十六所示為高溫儲存測試時間與錫鉛道硬度之關係圖。未經高溫儲存測試之錫鉛道，其平均硬度為 13.14 HV；經高溫儲存測試 200 小時後，其平均硬度下降至 12.36 HV，顯示其因為晶粒粗大化而導致硬度下降；高溫儲存測試 400 小時後，錫鉛道平均硬度為 11.84 HV；當高溫儲存時間為 600 小時，錫鉛道平均硬度為 11.09 HV，此時可看出因為晶粒粗大化，導致硬度明顯下降；高溫儲存測試延長至 800 小時與 1000 小時後，其錫鉛道平均硬度為 11.04 HV 與 11.01 HV，此時因為晶粒之成長趨勢停止，故兩者硬度並沒有明顯差異，但相較未經高溫儲存測試時之硬度，已有明顯之降低。



圖四十六、不同高溫儲存測試時間後，錫鉛道之硬度與測試時間之關係圖。

綜整上述之實驗結果得知錫鉛道與矽基材試片經高溫儲存測試後，其剪力強度隨測試時間增長而下降，而由表面斷裂型態與接合界面之觀察結果得知，不論高溫儲存之測試時間，推力測試之斷裂位置皆出現於錫鉛道，顯示錫鉛道與矽基材之接合強度高於錫鉛道之強度，且接合界面完整，無孔洞、裂縫或脫層等缺陷，故錫鉛道經高溫儲存測試後強度之變化應非接合界面之影響，而為錫鉛道微結構之變化所致，進一步由能量光譜儀之分析結果得知其成份未產生明顯改變，均為原始錫鉛道之組成；而由晶粒尺寸之計算，明顯發現錫鉛道晶粒尺寸隨測試時間之增長，其晶粒尺寸逐漸粗化，並以硬度試驗驗證其晶粒粗化致使硬度下降，且粗化之晶粒導致錫鉛道剪力強度之下降，故錫鉛道經高溫儲存可靠度試驗後，剪力強度下降之主要原因為錫鉛道之晶粒於測試時，隨測試時間增長，引致晶粒之粗大化，致使錫鉛道之硬度與剪切強度下降。另一方面，當測試時間達 800 小時後，其晶粒尺寸將不再成長。

6. 結論

本研究以超音波輔助錫鉛製程成功於鍍鋁矽晶圓表面鍍合連續錫鉛道，並以濕熱測試、濕冷測試、熱循環測試與高溫儲存測試驗證錫鉛道之可靠度，並探討在各種可靠度測試下其失效機制，綜整上述實驗與分析結果，錫鉛道經可靠度測試後，隨測試時間或是週期之增加，其剪力強度均呈現下降之趨勢；在濕熱測試中，錫鉛道與矽基材間具良好之鍍合強度，且鍍合界面完整無缺陷，其剪力強度主要由錫鉛道主導，隨濕熱測試時間增加，錫鉛道之晶粒尺寸隨之粗大化，故其剪力強度下降；錫鉛道經濕冷測試後，隨濕冷測試之時間增加，錫鉛道與矽基材之鍍合界面出現孔洞與裂痕等缺陷導致界面強度劣化，進而使剪力強度下降，且在孔洞與鍍合界面處析出銻元素，推論應為濕冷測試之低溫促使錫鉛材之溶解度下降，造成銻元素之析出，界面之缺陷應為冷熱循環所造成熱應力所致；錫鉛道經熱循環測試後，錫鉛道與矽基材之鍍合界面會因測試時之劇烈溫度變化與材料間不同之熱膨脹係數而產生熱應力破壞，且同時析出銻元素(Sb)於裂痕兩側或缺陷周圍，進而導致鍍合界面強度劣化，導致於進行推力測試時，被剝離之錫鉛材面積增加，最終剪力強度下降；在高溫儲存測試中，錫鉛道與矽基材兼具良好之鍍合強度，隨測試時間增加，鍍合界面依舊完整且無缺陷產生，其剪力強度主要由錫鉛道主導，且錫鉛道晶粒隨測試時間增加而有粗大化之情況發生，故剪力強度下降。

七. 計畫自評

本研究成功將錫鉛材以超音波輔助製程銲合於矽基材太陽電池上，形成連續之電力導帶，並依 IEC 61466 測試規範，進行濕熱、濕冷、溫度循環與高溫儲存測試，經可靠度後之連續錫鉛道試片以剪力測試其剪力強度之變化，並以剪力測試後之斷裂面評估錫鉛道接合強度之相關破裂機制。依實驗結果顯示剪力強度隨可靠度測試時間之增長而下降，但各可靠度測試後之斷裂機制不盡相同，濕熱與高溫儲存可靠而言，其剪力測試之破裂處發生於錫鉛材，殘留於矽基材上之錫鉛材仍與矽基材緊密接合，顯示錫鉛材與矽基材之銲合強度高於錫鉛材之強度，該剪力強度隨可靠度測試時間增長而下降原因為錫鉛材於長時間且高溫下受熱，錫鉛材之晶粒粗化致使錫鉛材之強度弱化，並由錫鉛材之硬度測試結果，亦可說明錫鉛道經長時間與高溫加熱下，錫鉛道硬度軟化之結果；錫鉛道經濕冷與溫度循環測試後之錫鉛道，均可發現微裂縫與孔洞等缺陷出限於錫鉛道與矽基材之銲合界面，且經由剪力測試後之斷裂面驗證破裂處發生於錫鉛道與矽基材之接合界面，顯示錫鉛道與矽基材之銲合界面之強度最弱，檢視濕冷與溫度循環兩項可靠度之測試參數，兩者均有溫度冷熱之交替循環，配合矽基材與錫鉛材兩者熱膨脹係數之差異，其破裂機制應接合界面受熱膨脹係數差異引致之殘留應力，於接合界面出現裂縫等缺陷，致使剪力強度之衰退。

結合本年度研究成果與本計畫前一年超音波輔助錫鉛製程開發之研究成果，已完整建構超音波輔助錫鉛製程開發與期可靠度之驗證，不僅可提高傳統錫鉛製程之應用範圍，並且評該製程應用於矽基材太陽能電池電力導線之應用。兩年計畫均與國內超音波設備大廠-京華超音波有限公司合作，除提供業界關於超音波輔助錫鉛製程之相關知識外，亦建立可靠度分析分法，協助國內企業提升其研發能力，並且經由計畫培育三名碩士與兩名學士，目前有兩未碩士班畢業生投入超音接合之相關企業服務，有效達成人才訓練之目標。此外，部份研究結果已投稿於國內機械年會，完整之研究報告擬改寫成英文稿，投稿至國際期刊發表。

8. 參考文獻

1. 鍾健文, 王宗昶, 各式太陽能電池製程介紹與最新技術發展, 遠東學報第三十卷第二期, 2013.
2. A. Urena, L. Gil, E. Escriche, J.M. G'omez de Salazar, *Sci. Technol. Weld. Join.* Vol. 6, 2001, 1-11.
3. K. Suganuma, *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* Vol. 5, 2001, 55-64.
4. L.R. Garcia, W.R. Osorio, L.C. Peixoto, A.Garcia, *Mater Charact.* Vol. 61, 2010, 212-20.
5. Y. Gao, C. Cheng, J. Zhao, L. Wang, X. Li, *Trans Nonferrous Met Soc China*, Vol. 22, 2012, 977-82.
6. W.R. Osorio, L.C. Peixoto, L.R. Garcia, N.N. Mangelinck, A.Garcia, *J. Alloys Compd.* Vol. 5, 2013, 97-106.
7. M.N. Islam, Y.C. Chan, M.J. Rizvi, W. Jillek, *J Alloys Compd.* Vol. 400, 2005, 136-44.
8. M.N. Islam, Y.C. Chan, *Mater Sci Eng B*, Vol. 117, 2005, 246-53.
9. J.F. Li, P.A. Agyakwa, C.M. Johnson, D. Zhang, T. Hussain, D.G.McCartney, Vol. 204, 2010, 1395-404.
10. <http://www.kuroda-electric.eu/ultrasonic-soldering>.
11. D. Yonekura, T. Ueki, K. Tokiyasu, S. Kira, T. Wakabayashi, Vol. 65, 2015, 907-913.
12. M. Abteu, G. Selvaduray, *Mater Sci Eng R*, Vol. 27, 2000, 95-141.
13. M.E Loomans, S. Vaynman, G. Ghosh, M.E. Fine, Vol. 23, 1994, 741-746.
14. T. Laurila, V. Vuorinen, M. Paulasto-Krockel, *Mater Sci Eng R*, Vol. 68, 2010, 1-38.
15. H.R. Kotadia, O. Mokhtari, M. Bottrill, M.P. Clode, M.A. Green, S.H. Mannan, *J Electron Mater*, Vol. 39, 2010, 2720-2731.
16. L. Liu, W. Zhou, B. Li, P.Wu, *J Alloys Compd.* Vol. 482, 2009, 90-98.
17. S.C. Chang, S.C. Lin, K.C. Hsieh, *J Alloys Compd.* Vol. 428, 2007, 179-184.
18. M. Amagai, M. Watanabe, M. Omiya, M. Kishimoto, T. Shibuya .. *Microelectron Reliab*, Vol. 42, 2002, 951-966.
19. W.M. Chen, P. McCloskey, S.C. O'Mathuna. *Microelectron Reliab*, Vol. 46, 2006, 896-904.
20. M. Amagai, M. Watanabe, M. Omiya, K. Kishimoto, T. Shibuya, *Microelectron. Reliab.* Vol. 42, 2002. 951-966.
21. P. Arulvanan, Z. Zhong, X. Shi. *Microelectron Reliab*, Vol. 46, 2006, 432-439.
22. H.T. Lee, H.S. Lin, C.S. Lee, P.W. Chen. *Mater Sci Eng, A*, Vol. 407, 2005, 36-44.
23. S.M. Lee, B. G. Kim, Y. H. Kim, *Materials Transaction*, Vol. 49, 2008, pp. 2100–22106.

24. R. Mahmudi, A.R. Geranmayeh, H. Khanbareh, N. Jahangiri, *Mater Des*, Vol. 30, 2009,,574-580.
25. H.R. Kotadia, O. Mokhtari, M.P. Clode, M.A. Green, S.H. Mannan, *J Alloy Compd*, Vol. 511, 2012,176-188.
26. M.N. Wang, J. Wang , H. Feng, W. Ke, *Corrosion Science*, Vol. 63, 2012, 20-28.
27. M. Mueller, S. Wiese, M. Roellig, K.J. Wolter, in proceeding of electronic components and technology conference, 2007, 1579-1588.
28. K. Bukat, Z. Moser, J. Sitek, W. Gasior, M. Koscielski, J. Pstrus, *Solder Surf Mount Technol*, Vol. 22, 2010,10-6.
29. T. Takemoto, T. Funaki, A. Matsunawa, *Weld Res Abroad*, Vol. 46, 2000, 20-25.
30. J.F. Li, S.H. Mannan, M.P. Clode, D.C. Whalley, *Acta Mater*, Vol. 54, 2006, 2907-2922.
31. J. Li, S.H. Mannan, M.P. Clode, C. Liu, K .Chen, *IEEE Trans Compon Packag Technol*, Vol. 31, 2008, 574-585.
32. M. Nowottnick, U. Pape, K. Wittke, in proceeding of SMTA international conferences, 2003, 693-699.
33. O. Mokhtari, A. Roshanghias, R. Ashayer, A.H. Kokabi, *J Electron Mater*, Vol. 41, 2012, 1907-1914.
34. Z.X. Li, M. Gupta, *Adv Eng Mater*, Vol. 7, 2005,1049-1054.
35. J. Shen, Y.C. Liu, Y.J. Han, Y.M. Tian, H.X. Gao, *J Electron Mater*, Vol. 35, 2006,1672-1679.
36. J. Shen, Y.C. Chan, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 477, 2009,552-559.
37. H.T. Lee, Y.H. Lee, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 419, 2006, 172–180.
38. H. J. Ji, J. Z. Wang, M. G. Li, *Joural of Materials Processing Technology*, Vol. 214, 2014, 175-182.
39. A. Macwan, X.Q. Jiang, C. Li, D.L. Chen, *Mater Sci Eng A*, Vol. 587, 2013, 344-351.
40. V.K. Patel, S. D. Bhole, D.L. Chen, *Materials and Design*, Vol. 45, 2013, 236-240.
41. J. Tsujino, S. Ihara, Y. harada, N. Sakamaki, K. Kasahara, *Ultrasonics*, Vol. 42, 2004, 121-124.
42. A. Macwan, V.K. Patel, X.Q. Jiang, C. Li, S.D. Bhole, D.L. Chen, *Materials and Design*, Vol. 62, 2014, 344-351.
43. Y.X. Li, X.S. Leng, S. Cheng, J.C. Yan, *Materials and Design*, Vol. 40, 2012, 427-432.
44. T. Nagaokaa, Y. Morisadaa, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, 2009,

5054-5059.

45. Z. W. Xu, J. C. Yan, B. Y. Zhang, X. L. Kong, S. I. Yang, *Mater Sci Eng A*, Vol. 415, 2006, 80-86.
46. Z.H. Xu, J.C. Yan, G.H. Wu, S. Yang, *Composites Science and Technology*, Vol. 65, 2005, 1959-1963
47. *Reliability Test, EIA/JESD22-A104* (Arlington, VA: Electronic Industrial Alliance, 1998).
48. H. Nishikawa, N. Iwata, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 215, 2015, 6-11.
49. Y.H. Xia, X.M. Xie, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 454, 2008, 174-179.
50. J.W. Yoon, B.I. Noh, Y.H. Lee, H.S. Lee, S.B. Jung, *Microelectronics Reliability*, Vol. 48, 2008, 1864-1874.
51. <http://www.thermotron.com/sites/default/files/pdf/Solar-White-Paper2.pdf>.
52. M. Heimanna, P. Klaerner, C. Luechinger, A. Mette, J. W. Mueller, M. Traeger, T. Barthel, O. Valentin, P. Wawer, *Energy Procedia*, Vol. 27, 2012, 670 – 675.
53. M. Dias, T. A. Costa, B. L. Silva, J. E. Spinellid, N. Cheung, A. Garcia, *Microelectronics Reliability*, 81 (2018), 150–158.

科技部補助專題研究計畫出席國際學術會議心得報告

日期：107 年 10 月 3 日

計畫編號	MOST-106-2221-E-040-005		
計畫名稱	新式超音波輔助錫鉛製程應用於太陽能電池導線製作與其可靠度之研究(II)		
出國人員姓名	莊正利	服務機構及職稱	中山醫學大學、教授
會議時間	106 年 8 月 8 日至 106 年 8 月 11 日	會議地點	中國、上海
會議名稱	(中文)2018 年電子封裝技術國際會議 (英文)2018 International Conference on Electronic Packaging Technology (2018 ICEPT)		
發表題目	(中文)氬氣電漿活化對晶片與基板接合可靠度之影響 (英文)Investigation on the Reliability of Chips onto the Flex Substrate With a Non-Conductive Paste for Flex Substrates Pretreated by Argon Plasma		

一、參加會議經過

2018 年微電子構裝國際會議(ICEPT 2018)於中國上海市舉行，該國際會議至今已經舉辦十九屆，該會議第二度在上海市舉行會議，由上海復旦大學承辦，會議地點位於靠近東海岸浦東新區較為偏僻之滴水湖五星級度假莊園，飯店座落於周長達十幾公里之人工滴水湖旁，飯店之硬體建設新穎且湖濱風景秀麗，除達成參加專業會議與世界各國專業人士交流外，亦可達到紓解壓力之目的，且因地處上海市之蛋白區，相對於市區飯店之住宿價格較為親民，以過去參加國際會議之經驗，此次開會地點非常適宜舉辦國際會議。與往年相較，今年徵文主題共分十大領域，論文主題更加完備且多元化，分別為先進封技術(advance packaging)、電子構裝製造、設備與自動化(manufacturing, equipment and automation)、可靠度應用(applied reliability)、射頻、高速輸入與輸出裝置(RF, high speed I/O)、微機電與構裝新興技術(MEMS, emerging technologies)、內導線技術(interconnect technologies)、電子構裝材料與製程(materials and process)、熱與機械性質之模擬分析(modeling and simulation on thermal/mechanical properties)、光電子與顯示器(optoelectronic display)、功率電子封裝(power electronics packaging)。

今年會議之規劃與往年相較，差異性不大，議程從 8 月 8 日至 11 日共計四天，第一日為封裝技術之教育訓練課程(Personal development courses, PDC)，訓練課程之講師主要來自為電子封裝業界，故其講授內容主要以為電子構裝之實務技術為主，介紹目前中國大陸微電子封裝廠之生產技術與封裝技術之發展趨勢，課程主題包含無鉛錫鉛材料之選擇與可靠度之驗證、異質材料接合技術之選擇與應用、穿孔技術於晶圓等級封裝之應用、高功率微電子封裝技術與期可靠度之驗證、高分子材料於微電子封裝與功率光電裝置之應用等。該訓練課程與去年相同，經註冊繳費參與此國際會議後，參加訓練課程無需再行繳費，故參與人數眾多，每堂課均座無虛席，驗證微電子構裝技術在中國地區之盛行；

第二日為會議之開幕與專題演講，由 ICEPT 2018 會議主席發表短槩，除歡迎來自世界各地之研究學者、專家與工程界先進參與會議外，詳細介紹進十年來半導體與微電子構裝技術在中國大陸之蓬勃發展，亦充分表達官方對半導體與微電子封裝技術之重視。隨後邀請十四位來自世界各地優秀之研究學者或技術領先大廠之專家發表相關研究，主題涵括微機電封裝之散熱技術、晶圓等級封裝、異質材料之接合技術、自動化微電子構裝生產設備、高功率微電子之封裝技術等；第三日進行分組論文之發表，今年論文發表之數約為 380 篇，出席會議人數超過 500 人，分別來自全球 22 個國家或地區，綜觀發表論文數目雖較去年減少，但對論文之品質日趨嚴格，全文需經論文軟體比對，其重覆字數需低於全文字數之 30%，方為大會所接受。分組發表之論文雖仍以中國比例較高，但亦可見來自日本、美國、德國、韓國、新加坡與澳洲等國人士參與論文之發表；第四日排定上海自由行旅程，會議承辦單位於飯店大廳提供數家旅行業者擺攤，促銷其套裝行供參與者選擇，參與會議者可依需求選擇合適之旅遊行程並自行付費。

二、與會心得

第二天議程中邀請之學者專家均為目前微電子封裝技術各領域之傑出者，包括香港中文大學 C. P. Wang 教授，電子構裝技術資深前輩 R. T. Tumala 教授、日本東京大學 E. Higurashi 副教授與來自日月光(ASE) William Chen、美國 Indium Corporation N. C. Lee 博士等，每位演講者時間與為 30 分鐘，談論主題涵蓋微電子構裝材料、製造、電性設計、熱傳與應力分析等各領域之專長技術，其中 N. C. Lee 博士對無鉛錒錫提出了高散熱性、高機械強度與高導電性之需求，且為符合無鉛錒錫之要求，於錒錫材料中加入奈米顆粒銀，於錒錫材料中形成銀顆粒強化之複合材料(composite)，有助提升無鉛錒錫之機械強度、散熱性與導電性，並經相關可靠度測試後，驗證奈米顆粒強化之無鉛錒錫可適用微電子構裝之接合材料。R. T. Tumala 教授提出微電子構裝之技術發展地圖(Road map)，當晶片承載更多線路時，其功率耗損與散熱特性更是封裝技術需加以考量，且隨消費性電子產品之蓬勃發展，輕、薄、短、小已成封裝技術之基本要求，因此發展更準確之定位平台系統與接合技術，主導微電子構裝技術之發展趨勢，因此 3-D 構裝技術已成未來商業產品之發展趨勢與主流。東京大學 E. Higurashi 副教授專精於光電裝置中異質材料之接合，特別是矽晶圓材料於真空低溫之接合，低溫接合技術提供元件較高壽命與可靠度，特別對於高熔點溫度之矽晶圓材料，Higurashi 教授之研究方向與往年出席會議之 Suga 教授方向極為相似，接合實驗均於高度真空腔中輔以電漿清潔接合表面，降低接合材料表面之自由能，會後經短暫溝通交流研究心得後，發現 Higurashi 教授確實係承接 Suga 教授之實驗室，兩人應為師徒之關係，Higurashi 教授並邀請參加明年 4 月於日本舉辦之為電封裝國際會議，並歡迎至該實驗室參觀相關之實驗設備。

第三議程為各分組之論文研討，除餐與發論文外，亦參與和個人研究領域較為相關之論文發表場次，席間有位新加坡學者採用論文回顧室報告銅錒墊晶片之熱音波錒線製程(thermosonic wire bonding)，並引用四至五篇本人發表文章，令人驚訝是該論文均為七年前發表於期刊之研究結果，此時有人重談銅錒墊晶片之熱音波錒線製程，於論文發表會場問答交流後，該報告者亦非常驚訝引用論文之原著作者出現於同場論文發表會中，該名報告者表示他們接到某家微電子封裝廠要求協助解決銅錒墊晶片熱音波錒線製程之相關問題，但受限於雙方簽訂保密規定而無法告知何家微電子構裝公司與其運用商品之平台為何，但可確認是該製程技術已被應用於某項產品之接合製程，雖最終仍不知熱音波錒線製程技術於銅錒墊晶片之應用商機於何處，但對過去之研究結果被應用於某項微電子產品，顯示過往研究方向並未偏離實際生產技術太遠。觀察分組論文發表之狀況，

不管是中國各地學校研究生、工程師或研究機構學者參與論文發表之品質與英文表達更勝於往年，顯示此一國際會議之質與量均不斷提升中，且由參與人數來看，大陸封裝廠工程師與會人亦不斷增加，由此可之微電子封裝技術在大陸地區之蓬勃發展，進步速度亦愈加快速。

綜觀今年度會議之發表論文，微小化與立體化封裝已成電子構裝之研究主流，但晶片微小化封裝更需定位精密之機台設備，而精密之定位機台設備之價格高昂，均非單依實驗室或計畫主持人有能力採購並維護其正常運作，現今各國之發展趨勢均設立研究整合中心，統一採購泛用型之高精度機械設備供研究領域教為相近之學者使用，共同分擔機械設備之維護費用，亦可使機械設備發揮最大效益。經參與此次國際會議後，深深覺得微電子封裝製程技術之發展與產業界需密切交流，應包技術、設備與研究經費之互相支持，整合產、關、學界三方之技術與資源，擴大研究與生產之交流，提高國內於微電子封裝之製程技術。

三、發表論文全文或摘要

Abstract

Ar plasma was expected to enhance the reliability of chips onto the flex substrate using nonconductive paste (NCP). Flexible substrates have pretreated by argon plasma before chips onto the flex substrate. The NCP deposited on the flexible substrate after the flexible substrate was treated by argon plasma, and then a chip was flipped-bonded to the flexible substrate. A specimen of the chip onto the flexible substrate using NCP was cured completely, the specimen experienced to the tests on HTS and PCT, and all the tested parameters were followed the specifications stated in JEDEC. For the specimen experienced to the reliability tests, a shear test was using to detect the joining strength and the SEM was conducted to verify the changes on the break mode. For the flexible substrate both pretreated with and without Ar plasma, the shear strength varied faintly when the specimen experienced to various periods of HTS. After the shear test, the main break occurred at joining interface of Au bumps and chips as a result of the thermal stress was upraised on joining interface of the Au bump and the chip when the specimen experienced to 1000 h of HTS. The NCP remaining well adhered to the flexible substrate, indicating Ar plasma is effective in improving the reliability of HTS. A shear strength reduced seriously for the tested period of PCT increased when the flexible substrate both pretreated with or without Ar plasma. A crack was found at the vertical and horizontal joining interfaces between the NCP and chips for specimens experienced to PCT, and the crack sustained growth for tested periods extending to 336 h, finally the poor reliability of PCT was made. The NCP was unable to resist the moisture at the test conditions of the elevated temperature and the high pressure, and then lost its adhesive strength, a poor shear strength of the specimen was thus made. However, the NCP remaining well adhered to a flexible substrate pretreated by argon plasma, indicating the joining performance between the NCP and the flexible substrate remaining good after the PCT. It proves that argon plasma is a worthy way to enhance the binding performance of the NCP and the flexible substrate during the reliability tests of HTS and PCT.

Keywords—reliability test, Ar plasma, NCP

Investigation on the Reliability of Chips onto the Flex Substrate With a Non-Conductive Paste for Flex Substrates Pretreated by Argon Plasma

Cheng-Li Chuang*, Yi-Rong Jiang
Department of Occupational Safety and Health
Chung Shan Medical University
Taichung, 402, Taiwan
*e-mail:luke@csmu.edu.tw

Abstract—Ar plasma was expected to enhance the reliability of chips onto the flex substrate using nonconductive paste (NCP). Flexible substrates have pretreated by argon plasma before chips onto the flex substrate. The NCP deposited on the flexible substrate after the flexible substrate was treated by argon plasma, and then a chip was flipped-bonded to the flexible substrate. A specimen of the chip onto the flexible substrate using NCP was cured completely, the specimen experienced to the tests on HTS and PCT, and all the tested parameters were followed the specifications stated in JEDEC. For the specimen experienced to the reliability tests, a shear test was using to detect the joining strength and the SEM was conducted to verify the changes on the break mode. For the flexible substrate both pretreated with and without Ar plasma, the shear strength varied faintly when the specimen experienced to various periods of HTS. After the shear test, the main break occurred at joining interface of Au bumps and chips as a result of the thermal stress was upraised on joining interface of the Au bump and the chip when the specimen experienced to 1000 h of HTS. The NCP remaining well adhered to the flexible substrate, indicating Ar plasma is effective in improving the reliability of HTS. A shear strength reduced seriously for the tested period of PCT increased when the flexible substrate both pretreated with or without Ar plasma. A crack was found at the vertical and horizontal joining interfaces between the NCP and chips for specimens experienced to PCT, and the crack sustained growth for tested periods extending to 336 h, finally the poor reliability of PCT was made. The NCP was unable to resist the moisture at the test conditions of the elevated temperature and the high pressure, and then lost its adhesive strength, a poor shear strength of the specimen was thus made. However, the NCP remaining well adhered to a flexible substrate pretreated by argon plasma, indicating the joining performance between the NCP and the flexible substrate remaining good after the PCT. It proves that argon plasma is a worthy way to enhance the binding performance of the NCP and the flexible substrate during the reliability tests of HTS and PCT.

Keywords—reliability test, Ar plasma, NCP

I. INTRODUCTION

The major limitation of ultrasonic bonding and thermosonic bonding processes for chips onto the flexible substrate was the ultrasound energy that cannot be delivered to the joining interface effectively, then chips cannot be joined on the flex substrates successfully. Therefore, the paste provided several advantages and it was used to join chips and the flex substrate [1]. Chips and the flex substrate joined with the NCP would be an advanced process technology in electronic packaging because the NCP has several advantages over the isotropic and conductive pastes.

The reliability verification is also an serious concern on chips onto the flex substrate using the NCP.

The reliability on PCT for chips onto the flex substrate using the anisotropic paste has been verified by Yin [2]. The electrical resistance increased with the extending test durations and most of specimens failed in electrical path after experienced to 24 h of PCT. Chips were peeled-off from the flex substrates when the tested period extended to 168 hour, indicates that ACP could not withstand the test conditions of PCT. The moisture penetrated to ACP and then the ACP lost its adhesive strength, the poor reliability of PCT was formed. The change in the shear strength of chips onto the flex substrate using ACP was determined to verify the reliability when the specimen was experienced to HH/HT test [3]. Die-shear forces were deteriorated rapidly at various test periods of the HH/HT test, indicating the poor reliability was formed due to the ACP absorbed the moisture and its adhesive strength was reduced. Similarity, a poor reliability of chips onto the glass substrate using ACP was obtained after HH/HT test [4], the ACP unable to withstand the moisture adsorption and then to lost its adhesive strength. In order to obtain a good reliability of a chip onto the glass with ACP for HH/HT test, the resistance of moisture absorption should be improved. The crack also can be observed on the joining interface of a chip and the glass substrate when specimens experienced to the TCT, implies that thermal stress rose at joining interface since the CTEs of the silicon chip and glass substrate were dissimilar [4].

In our previously research [5], the plasma cleaning was a good way to enhance the joining quality of chips onto the flex substrate using a non-conductive film (NCF). An excellent joining performance with a high adhesive strength was obtained when the flex substrate was pretreated by argon plasma before chips onto the flex substrate, the containments on the joining surface of the flex substrates can be removed, then a clean joining surface was achieved, finally the joining strength was thus improved. In this work, a flex substrate was pretreated by argon plasma and then chips onto the flex substrate using the NCP. The argon plasma is predictable to enhanced the reliability performance on HTS and PCT for chips onto the flex substrate using NCP.

II. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Specimens Preparation

A bond pad was made from a Au paste that was coated on the Al₂O₃ substrate. Then Au paste together with the Al₂O₃ substrate was cofired at 850 °C for 10 minutes. Gold bumps were studded on the Au pads with the thermosonic

bumping. A joining performance of the stud bump adhered to the alumina substrates was verified using the shear test and to follow the specifications stated in the JESD22-B116 [6]. After the Au bump well adhered to the Al_2O_3 substrate, The substrate studded with Au bumps was cut into pieces with the sizes of $1.2^L \times 0.8^W \times 0.5^H$ (mm³). Every piece of Al_2O_3 substrate with 9 Au bumps to form area array. A polyimide (PI) was adhered to Cu layer to made a flexible substrate. Thicknesses of PI and Cu layers were 8 μ m and 12 μ m respectively. In order to enhance the joining performance of chips onto the flexible substrate, the flexible substrate was pretreated by argon plasma with 400 W in plasma activated energy and 30 seconds in plasma activated period. When the flex substrate were treated using argon plasma, the NCP was deposited on the joining surface of the flexible substrate, and then chips were flip-bonded onto the flexible substrate using the bonding force of 3.5 kgf to form the specimen of chips onto the flex substrate using NCP. After the chip adhered to the flexible substrate, the specimens were experienced to cure at 200 °C for 120 s to enhance the adhesive strength of the NCP.

Reliability test

In order to evaluate the effectiveness of Ar plasma on the reliability of chips onto the flexible substrate using NCP, the specimens experienced to investigate on HTS and PCT according with the specifications stated in JEDEC standards [7-8]. Table 1 shows the testing parameters of the reliability investigation on chips onto the flex substrate. After the specimen experienced to reliability investigation, the shear test was performed to find out the changes on the joining strengths. A SEM equipped with the EDS was employed to examine the joining interface, to analyze the changes on the compositions and to identify the break mode. The effect of argon plasma on the reliability of chips onto the flexible substrate using NCP can be identified and the failure mode is also verified according with the experimental results.

Table 1 The test parameters of HTS and PCT [7-8].

Conditions	Reliability test	
	HTS	PCT
parameters	150 °C	121°C, 100% R.H. 2atm
Read point (h)	200, 400, 600, 800, 1000	24, 48, 96, 168, 240, 336

III. RESULTS AND DISCUSSION

Reliability investigation on HTS

Figure 1 displays the change on the shear strength of chips onto the flex substrate using the NCP when the specimen experienced to HTS test from 0 h to 1000 h. For chips onto the flex substrate was not pretreating using argon plasma, shear strength varies in a small region after the specimen experienced to HTS at various test periods and the e-shear strength increased at test periods of 200 h, 400 h and 1000 h. It presumes that increase in shear strength is contributed to the contact of the shear tool and the flexible substrate due to the warpage of the flexible substrate during HTS test. This experimental result indicating the NCP did not degrad during HTS test and maintained a good adhesive strength between the chip and the flexible substrate. The

small change of the shear strength at various test periods was thus achieved. The shear strength shown in Fig. 1 was reduced slightly with increasing test periods when chips onto the flex substrate was pretreated by argon plasma. A high shear strength of 5.03 kgf can be found for the specimen experienced to 1000 h of HTS, this value was higher than that for chips onto the flex substrate without argon plasma pretreating. A good adhesive strength of NCP was thus achieved for the flex substrates experienced to argon plasma pretreating.

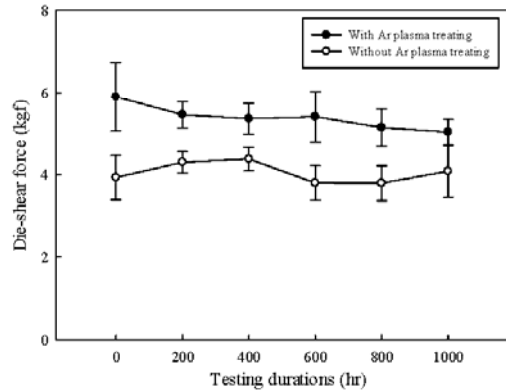


Fig 1. The relationship between the shear strength and the test periods of HTS. The specimen of chips onto the flex substrate using NCP and the flexible substrate with or without argon plasma pretreating.

To verify the shear strength increased at testing periods of 200 h, 400 h, and 1000 h when chips onto the flex substrate without argon plasma pretreating, the SEM conducted to examine the joining interface of the chip and the flexible substrate. Figure 2(a) shows that voids can be found at joining interface when the specimen experienced to 1000 h of HTS. These voids could be formed due to the flex substrates without Ar plasma treating. No delamination was observed and the gold bump well bonded on the flex substrate in Fig. 2(b) for the specimen experienced to 1000 h of HTS, indicating the NCP maintained a good adhesive strength after HTS test. This observed result can be used to demonstrate that a slightly change of the shear strength shown in Fig. 1. Figure 2(c) shows that flex substrate is warped after HTS test since the modulus of elasticity of the flexible substrate is low and heat deforms the flexible substrate easily during HTS. Thus, the increase in shear strength at test periods of 200 h, 400 h and 1000 h was attributed to the warpage of flex substrates. Neither delaminations nor voids were found at joining interface. Figure 2(d) and (e) shows that Au bumps firmly adhered to the flexible substrate for the specimen experienced to 1000 h of HTS, indicating the NCP sustains a good adhesive strength and the elevated shear strength was achieved.

A break morphology of the chip and the flexible substrate was shown in Fig. 3 when the specimen experienced to 1000 h of HTS. A break existed in the joining interface of the flexible substrate and the NCP was found. Figure 3(a) and (b) displays that only a few NCP remaining adhered to the flexible substrate and most of NCP was peeled-off from the flexible substrate, and then transferred to the surface of the chip. In contrast to NCP peeled-off from the flexible substrate when chips onto the flex substrate without argon plasma pretreating, the break location was found at the

joining interface of Au bumps and chips when the specimen experienced to 1000 h of HTS. Figure 3(c) shows that Au bumps peeled-off from bond pads over chips. Au bumps together with NCP remaining well adhered to the flexible substrate that can be found in Fig. 3(d). These break morphologies implying the NCP sustained good adhesive strength of the NCP and the flexible substrate when the specimen experienced to 1000 h of HTS. The fracture mechanism may be attributed to the thermal stress existed at joining interface of Au bumps and chips when the specimen experience to elevated temperature for a long periods. This experimental result also explained why the shear strength of chips onto the flex substrate with Ar plasma pretreating was higher than the flexible substrate without Ar plasma pretreating.

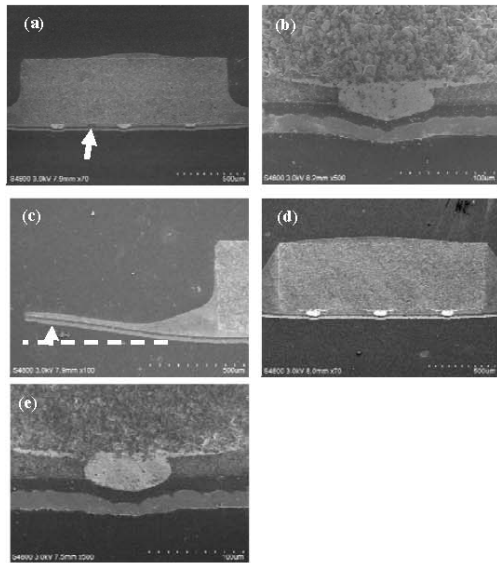


Fig 2. The SEM micrograph shows the chip onto the flexible substrate with or without argon plasma pretreating. All specimens were experience to 1000 h of HTS, (a), (b) and (c) without argon plasma pretreating, (d) and (e) with argon plasma pretreating.

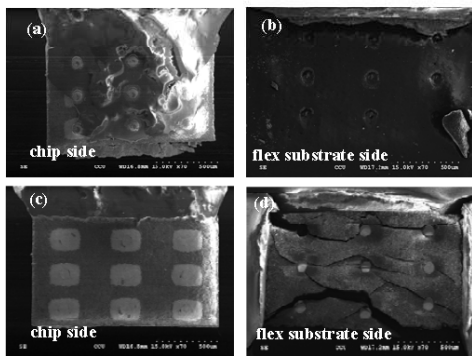


Fig 3. The SEM micrograph shows the break mode of chips onto the flex substrate pretreating with or without argon plasma. All specimens were experienced to 1000 h of HTS, (a) and (b) without argon plasma pretreating, (c) and (d) with argon plasma pretreating.

Reliability investigation on PCT

For specimens experienced to PCT, the shear strength of chips onto the flex substrate with or without Ar plasma pretreating was shown in Fig. 4. The shear strength of chips onto the flex substrate using Ar plasma pretreating was higher than chips onto the flex substrate without argon plasma pretreating. This experimental result indicated that argon plasma is a good way to enhance the joining strength of chips onto the flex substrate with NCP. However, the shear strength reduced with the increase of the test periods of PCT for chips onto the flex substrate pretreating with or without argon plasma. The examination on the joining interface of chips onto the flex substrate and the observation on the break morphologies were necessary to verify the failure mode for the specimen experienced to PCT.

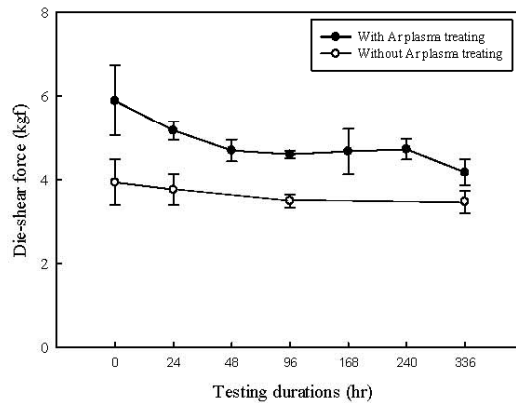


Fig 4. The shear strength of the specimen experienced to various testing periods of PCT. Chips onto the flex substrate was pretreating with or without argon plasma.

For specimens experienced to PCT at 24h and 336h, the joining interface of the Au bump onto the flexible substrate was pretreated with argon plasma as shown in Fig. 5. Neither delamination nor void was observed in Fig. 5(a) and (b) for the specimen experienced to 24 h of PCT, indicating the specimen withstood the tested conditions of a high elevated temperature, an elevated pressure and a high level of humidity, a sound joining was then obtained. As extending the test period to 336 h, Figure 5(c) shows that a crack and the delamination were found at vertical and the horizontal joining interfaces of the chip and the NCP. The NCP has lost its adhesive strength on chip side after PCT at 336 h, and the defects of crack and delamination would form. This observed result reflects that a weak shear strength was obtained as mentioned in the Fig. 4. when the specimen experienced to 336 h of PCT. Similarity, Figure 5(d) shows that delamination was observed at joining interface of the chip and the NCP when the specimen experienced to 336 h of PCT, indicates that adhesive strength of the NCP unable to withstand the test conditions and the defect was formed. However, the NCP remaining firmly bonded on the flex substrate for specimens subjected to 336 h of PCT, implies that the adhesive strength of the NCP and the flex substrate was sufficient to resist the test conditions of PCT. It presumes that chips without Ar plasma pretreating resulted in low binding strength of chips and NCP, and then the low binding strength could not withstand the test conditions of PCT, finally the defects were formed and the reliability was degraded. A high binding strength of the flex substrates and

NCP was obtained when the flexible substrate was pretreated by argon plasma. A high joining strength then able to resist the test conditions of PCT. Thus, the NCP firmly adhered to the flexible substrate. These observed results on the joining interface were sufficient to prove that argon plasma is a good way to enhance the adhesive strength of the NCP and the flexible substrate.

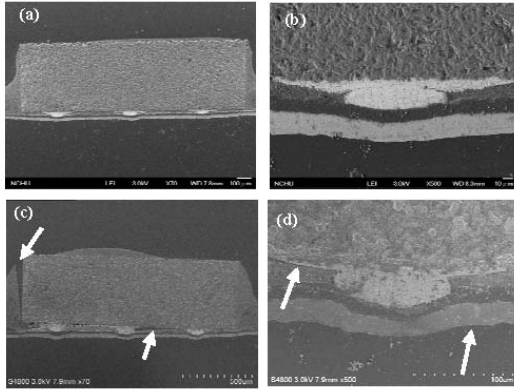


Fig 5. The SEM micrograph shows the joining interface of chips onto the flex substrate pretreated by argon plasma. All specimens were experienced to various tested periods of PCT, (a) 24 h, (b) 24 h, (c) 336 h, (d) 336 h.

When the specimen experienced to various test periods of PCT, Figure 6 displays the break mode of chips onto the flex substrate pretreated by argon plasma. The break mode can be divided into two categories: a part of NCP was peeling-off from the flexible substrate and the residues of the NCP well adhered to the flexible substrate; and, most of gold bumps together with NCP peeled-off from the bond pad on the chip and the NCP firmly adhered to the flexible substrate. For specimens experienced to 24 h of PCT, Figure 6(a) and (b) shows a part of NCP peeling-off from the flexible substrate and adhered to the chip, and a residue of the NCP together with Au bumps well adhered to the flexible substrate. This break mode implying the NCP sustained sufficient adhesive strength of the chip and the flexible substrate. A good adhesive strength results an elevated shear strength as mention in Fig. 4.

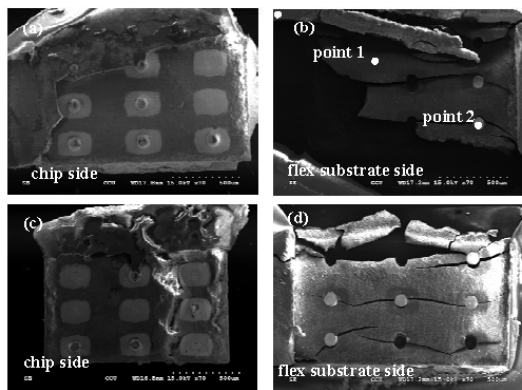


Fig 6. The SEM micrograph shows the break mode of chips onto the flex substrate pretreated by argon plasma. All specimens experienced to various test periods of PCT, (a) 24 h, (b) 24 h, (c) 336 h, (d) 336 h.

A EDS was used to verify the compositions of point 1 and point 2 shown in Fig. 6(a). Figure 7(a) displays the compositions of point 1 are silicon, oxygen and carbon, indicating the point 1 was NCP, and a part of NCP remaining adhered to the flexible substrates after shear test when the specimen experienced to 24 h of PCT. Figure 7(b) displays that point 2 was gold bump, implying a part of NCP together with gold bumps peeled-off from chip and adhered to the flexible substrate during shear test. As the specimen experienced to 336 h of PCT, Figure 6(a) and (b) shows that most of gold bumps together with NCP peeled-off from the chip, and then firmly adhered to the flexible substrate, respectively. This break mode indicates that adhesive strength of the NCP and the chip was unable to withstand the test conditions of PCT at 336 h, and the break occurred at joining interface of the chip and the gold bump resulting in a weak shear strength was thus formed.

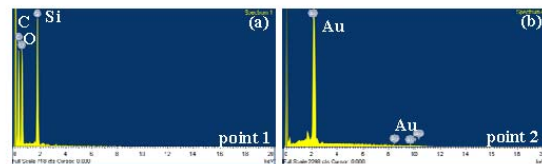


Fig 7. The EDS spectrum of fracture morphology was taken from the figure 6(b), (a) point 1, (b) point 2.

When the specimen experienced to 24 h and 336 h of PCT, the defects existed at joining interface of the chip and the NCP, indicating the weak adhesive strength was formed due to the chip without Ar pretreating. In contrast to the weak binding strength was obtained, neither delamination nor void was observed at joining interface of the flexible substrate and the NCP, implying the sufficient binding strength was sustained and the NCP was thus firmly adhered to the flexible substrate. These experimental results explaining the argon plasma is a good way to enhance the adhesive strength of the NCP and the flexible substrate.

IV. CONCLUSIONS

When the flexible substrate pretreating with or without argon plasma, the shear strength was slightly reduced with increasing the test periods of HTS. A void can be found between the chip and the NCP for the flexible substrate without argon pretreating after the specimen experienced to 1000 h of HTS. However, neither delamination nor void was found at joining interface of the flex substrate and the NCP for the flexible substrate pretreating with argon plasma after 1000 h of HTS test, indicating a well bond with plenty joining strength was made. A break mode shows that gold bumps together with NCP peeled-off from the chip and firmly adhered to the flexible substrate for chips onto the flex substrate was pretreated by argon plasma when the specimen experienced to 1000 h of HTS. The Ar plasma was a good way to enhance the binding strength of the flexible substrate and the NCP.

After the specimen experienced to various test periods of PCT, the shear strength reduced by the extending test periods when the chip onto the flexible substrate was pretreating with or without argon plasma. Cracks existed at joining interface of the chip and the NCP when the specimen experienced to 336 h of PCT. The good joining also was observed at the joining interface of the NCP and the flexible substrate was pretreated by argon plasma. Most of Au bumps together with

the NCP peeled-off from chip and well adhered to the flexible substrate for the flex substrates has been pretreated by Ar plasma. The fracture occurred at bonding interface of the chip and the flexible substrate, indicating the adhesive strength of the NCP and the chip was degraded when the specimen experienced to 336 h of PCT. However, the residues of the NCP remaining well adhered to the flexible substrate was pretreating with Ar plasma when the specimen experienced to 336 h of PCT. Furthermore, neither crack nor delamination was observed on joining interface of the flexible substrate and the NCP. A good reliability of PCT can be realized for the chip onto the flexible substrate pretreating with argon plasma.

ACKNOWLEDGMENT

We gratefully acknowledge the financial support from the National Science Council, Republic of China, under grant number MOST 102-2221-E-040-005.

REFERENCES

- [1] D. Wojciechowski, J. Vaneteren, E. Reese, and H.W. Hagedorn, " Electro-conductive adhesives for high density package and flip-chip interconnections," *Microelectron. Reliab.*, vol. 40, pp. 1215-1226, July 2000.
- [2] C. Y. Yin, H. Lu, C. Bailey, and Y. C . Chan, " Effects of moisture absorption on anisotropic conductive films interconnection for flip chip on flex applications," *Microelectron. Eng.*, vol. 107, pp. 17-22, July 2013.
- [3] G. Wu, B. Tao, and Z. Yin," Study on the shear strength degradation of ACA joints induced by different hygrothermal aging conditions," *Microelectron. Reliab.*, vol. 53, pp. 2030-2035, December 2013.
- [4] L. Gao, X. Chen, and H. Gao," Shear strength of anisotropic conductive adhesive joints under hygrothermal aging and thermal cycling," *Int. J. Adhes. Adhes.*, vol. 33, pp. 75-79, March 2012.
- [5] L. C. Tsao, Y. H. Lin, C. L. Chuang, and J. Y. Chen," Influences of argon plasma cleaning on the die-shear force of chip and copper/polyimide flexible substrate assembly using a non-conductive film," *J. Chin. Inst. Eng.*, vol. 40, pp. 669-677, October 2017.
- [6] JESD22-B116-A, Wire Bond Shear Test Method, 2009.
- [7] JEDEC standard, JESD22-A103D, high temperature storage life, 2010.
- [8] JEDEC standard, JESD22-A-102-C, Pressure cooker testing, 2000.

四、建議

隨電子產品朝輕、薄、短、小之需求趨勢下，晶片尺寸日益縮小且功能複雜化，在此發展趨勢下，微電子構裝製程技術亦朝微小化與立體化發展，然而微電子構裝尺寸微小化，亦即構裝設備之定為系統須更加精密，方可達成立體化與微小化之發展目標，然而市售晶片立體化構裝之機械設備價格昂貴，已非單一實驗室或計畫主持人所能採購或維持其正常運轉，故目前國內從事晶片構裝立體化研究之學者，大部均已數值模擬方式進行相關研究，顯少實際進行晶片堆疊之構裝研究，其主限制為缺乏進行晶片堆疊之高精密定位機械設備，反觀大陸地區之發展現況，幾乎每省分之重點大學均設有晶片構裝研究實驗中心，內部機械設備包含各種微電子構裝製程所需之機械設備，儼然類似小型之微電子封裝工廠，不僅可從事單一製程之研究，同時具備微電子構裝之設計、製造、打樣與可靠度驗證之功能，該機械設備除供學術研究外，亦可承接大型封裝廠量產前之參數驗證或品質驗證工作，學術界與產業界緊密配合，相輔相成，故近年來中國大陸之微電子封裝技術大幅進步。故建議國內應在既有之微電子構裝技術上，結合產、官、學界資源，籌設微電子構裝技術之研究中心，建對提升研究品質與建立新式製程技術應有所助益。立共同研究實驗室之機械設備，並整合相關研究學者，從事整合性之研究，對提升微電子構裝技術之研究品質與維持技術之領先應具正面之效益。

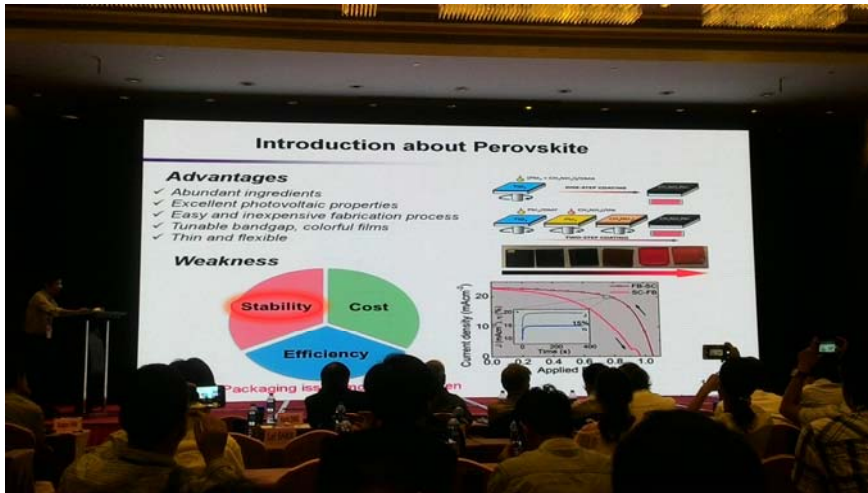
五、攜回資料名稱及內容

1. ICEPT 2018 Conference Program.
2. SEMICONDUCTOR MANUFACTURING (ISSN:1555-9270)
3. ICEPT 2018 Proceedings (flash disk)
4. EQUIPMENT FOR ELECTRONIC PRODUCTS MANUFACTURING (ISSN:1004-4507)

六、參加會議相關照片



圖一、會議中參加開幕與專家學者演講照片。



圖二、會議中參加分組論文發表照片。

106年度專題研究計畫成果彙整表

計畫主持人：莊正利			計畫編號：106-2221-E-040-005-				
計畫名稱：新式超音波輔助錫鉛製程應用於太陽能電池導線製作與其可靠度之研究(II)							
成果項目			量化	單位	質化 (說明：各成果項目請附佐證資料或細項說明，如期刊名稱、年份、卷期、起訖頁數、證號...等)		
國內	學術性論文	期刊論文		0	篇	35屆機械年會	
		研討會論文		2			
		專書		0	本		
		專書論文		0	章		
		技術報告		1	篇	科技部結案報告	
		其他		0	篇		
	智慧財產權及成果	專利權	發明專利	申請中	0	件	
				已獲得	0		
			新型/設計專利		0		
		商標權		0			
		營業秘密		0			
		積體電路電路布局權		0			
		著作權		0			
		品種權		0			
		其他		0			
	技術移轉	件數		0	件		
		收入		0	千元		
	國外	學術性論文	期刊論文		0	篇	
			研討會論文		0		
			專書		0	本	
專書論文			0	章			
技術報告			0	篇			
其他			0	篇			
智慧財產權及成果		專利權	發明專利	申請中	0	件	
				已獲得	0		
			新型/設計專利		0		
		商標權		0			
		營業秘密		0			
		積體電路電路布局權		0			
		著作權		0			
		品種權		0			
其他		0					

	技術移轉	件數	0	件	
		收入	0	千元	
參與計畫人力	本國籍	大專生	4	人次	聘請四為大專在學生協助實驗之進行，並予以獎助金。
		碩士生	1		聘請一位研究型兼任助理。
		博士生	0		
		博士後研究員	0		
		專任助理	0		
	非本國籍	大專生	0		
		碩士生	0		
		博士生	0		
		博士後研究員	0		
		專任助理	0		
其他成果 (無法以量化表達之成果如辦理學術活動、獲得獎項、重要國際合作、研究成果國際影響力及其他協助產業技術發展之具體效益事項等，請以文字敘述填列。)					

科技部補助專題研究計畫成果自評表

請就研究內容與原計畫相符程度、達成預期目標情況、研究成果之學術或應用價值（簡要敘述成果所代表之意義、價值、影響或進一步發展之可能性）、是否適合在學術期刊發表或申請專利、主要發現（簡要敘述成果是否具有政策應用參考價值及具影響公共利益之重大發現）或其他有關價值等，作一綜合評估。

1. 請就研究內容與原計畫相符程度、達成預期目標情況作一綜合評估

達成目標

未達成目標（請說明，以100字為限）

實驗失敗

因故實驗中斷

其他原因

說明：

2. 研究成果在學術期刊發表或申請專利等情形（請於其他欄註明專利及技轉之證號、合約、申請及洽談等詳細資訊）

論文： 已發表 未發表之文稿 撰寫中 無

專利： 已獲得 申請中 無

技轉： 已技轉 洽談中 無

其他：（以200字為限）

3. 請依學術成就、技術創新、社會影響等方面，評估研究成果之學術或應用價值（簡要敘述成果所代表之意義、價值、影響或進一步發展之可能性，以500字為限）

1. 學術成就:成功將錫鉛材以超音波輔助製程銲合於矽基材太陽電池上，形成連續之電力導帶，並依IEC 61466測試規範，進行濕熱、濕冷、溫度循環與高溫儲存測試。濕熱與高溫儲存可靠度測試之破壞機制為錫鉛道長期於高溫下受熱，錫鉛材晶粒過度成長粗化而引致其剪力強度之衰退，濕冷與溫度循環可靠度測試之破壞機制為錫鉛材與矽基材兩者之熱膨脹係數之差異過大，於接合界面處形成熱應力而出現孔洞與裂縫等缺陷，故於剪力測試時，段列於銲合界面。部份研究結果已投稿於國內機械年會，完整研究報告改寫成英文稿，投稿至國際期刊發表。

2. 技術創新:結合本年度研究成果與本計畫前一年超音波輔助錫鉛製程開發之研究成果，已完整建構超音波輔助錫鉛製程開發與期可靠度之驗證，不僅可提高傳統錫鉛製程之應用範圍，並且評該製程應用於矽基材太陽能電池電力導線之應用，對於低溫銲接之需求，提供一項新式製程。

3. 評估研究成果之學術或應用價值:超音波輔助錫鉛製程可大幅改善傳統錫鉛之潤濕性，可廣泛應用於各種異質材料之銲合，此外藉由超音波之輔助，有效降低銲接所需之負荷，對低溫銲接或脆性基材之銲接，提供一項新式之銲接技術。

4. 主要發現

本研究具有政策應用參考價值：否 是，建議提供機關
(勾選「是」者，請列舉建議可提供施政參考之業務主管機關)

本研究具影響公共利益之重大發現：否 是

說明：(以150字為限)