

六. 結果與討論

6.1 IMC 實驗

IMC 實驗主要為探討 63Sn-37Pb、Sn-3.5Ag 和 Sn-4Ag-0.5Cu 三種錫球迴焊至 Au/Ni/Cu 表面處理的鐸墊後，鐸點界面 IMC 層的成長狀況。除了將量測鐸點經等溫時效作用後 IMC 層的成長厚度外，也將對鐸點的剪力強度進行評估。

IMC 層成長實驗為將 63Sn-37Pb、Sn-3.5Ag 和 Sn-4Ag-0.5Cu 三種鐸點置於 125°C、150°C 和 175°C 三個溫度下進行等溫時效作用，由 0 至 1000 小時的時效過程，選擇適當的時間點取出試片並經過金相研磨/拋光後，即可利用軟體 *Optimas* 量測界面 IMC 層的成長厚度。同時藉由 IMC 的厚度量測來探討 IMC 的成長機制、擴散係數以及生成時所需克服的致動能。實驗結果發現 IMC 的厚度成長在時效作用未達 120 小時不甚明顯，因此就厚度量測而言，從時效作用 120 小時起才開始進行量測是為了將人為量測所造成的誤差降至最低，所以 IMC 的厚度成長取時效作用 120 小時~1000 小時的結果作為分析的依據。

鐸點剪力強度的評估是藉由 Dage 4000 微推拉力機來完成。將 IMC 試片放在高溫烤爐內進行等溫時效作用，設定的溫度包含 125°C、150°C 和 175°C，從 0~1000 小時的過程中選取 10 個時間點(0、24、48、72、96、120、240、480、720 和 1000 小時)進行剪力推球測試，實驗結果可做為分析鐸點強度的參考，亦可檢測是否符合工業上鐸點推球強度需大於 1kg 的標準(直徑 760 μm 的錫球)。此外，由鐸點破壞模式分析更進一步了解鐸點的破壞機制，並對 IMC、剪力強度和破壞模式三者間的關係做深入探討。

6.1.1 IMC 成長機制

63Sn-37Pb

63Sn-37Pb 錫球經過迴焊至 BT 基板後的外形如圖 6.1(a)，其平均高度約為 $611\ \mu\text{m}$ 、平均最大直徑約為 $761\ \mu\text{m}$ (鐸點正中央處)。由於鐸點高度及最大直徑的量測是在試片經研磨/拋光後進行，所以試片研磨面是否水平以及是否研磨到鐸點的正中央截面均會對量測產生誤差，因此誤差的範圍介於 5% 以內。由圖 6.1(b) 可觀察到原先基板上 $1\ \mu\text{m}$ 厚的 Au 在迴焊後已完全溶解至鐸料內部，這將使位於 Au 層下方的 Ni 層直接與鐸料相接觸而發生界面反應形成一層甚薄之 IMC。此層 IMC 經 EDX 分析後可知為 Ni-Sn 化合物(接近 Ni_3Sn_4 的比例)，其厚度小於 $0.5\ \mu\text{m}$ 。因此在迴焊後，錫球與基板間的接著因 IMC 層的形成可知順利完成。試片的截面圖除了可觀察到鐸點界面間形成 IMC 層外，亦可清楚看出 Pb 均勻散佈於鐸料內，淺灰色相即為 Pb，暗黃色相為 Sn 基材，另外還可在界面附近觀察到 Pb 叢集(Pb cluster)的現象，如圖 6.1(a)和(c)。Pb 叢集或許是由於 Ni 層附近的 Sn 因與 Ni 發生反應，所以造成 Sn 的消耗而僅剩 Pb 殘留，因此才使得界面附近有 Pb 叢集的現象。

一般來說鐸點界面上的 IMC 層將隨時間與溫度的增加而變厚，表 6.1~6.3 及圖 6.2~6.4 為 63Sn-37Pb 鐸點在等溫時效作用下界面 IMC 的成長狀況。在 $125^\circ\text{C}/120$ 小時後僅可在界面觀察到一層甚薄的 Ni_3Sn_4 ，其厚度仍小於 $0.5\ \mu\text{m}$ 。表 6.2 中的“~”符號代表 Ni_3Sn_4 的厚度小於 $0.5\ \mu\text{m}$ ，因為在進行厚度量測時，若 IMC 層的厚度很薄則在量測選取的 IMC 面積時即有較大的誤差產生，因此最後得到的平均厚度自然也有頗大的誤差，所以若 Ni_3Sn_4 層的厚度小於 $0.5\ \mu\text{m}$ 則不列入表中。在 $125^\circ\text{C}/240$ 小時後隱約可見到有部份粒子聚集在鐸點界

面處，但仍未形成連續層。待 $125^{\circ}\text{C}/480$ 小時後可於界面上清楚地辨識出二層 IMC，深色層即為 Ni_3Sn_4 而在其上方之連續層經 EDX 分析後可知為 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ ，如圖 6.5。 $125^{\circ}\text{C}/720$ 小時及 1000 小時後可發現 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 仍會繼續成長，但 Ni_3Sn_4 在 1000 小時的厚度卻小於 720 小時，由於差異不大所以可能為量測誤差或是其他因素造成。Ho 等人[19]將 63Sn-37Pb 錫球迴焊至表面處理 Au/Ni/Cu 的鐸墊後，可在鐸料內發現許多散佈的 $(\text{Au}_{1-x}\text{Ni}_x)\text{Sn}_4$ 粒子，但若迴焊至 Ni/Cu 鐸墊則未見鐸料內有 $(\text{Au}_{1-x}\text{Ni}_x)\text{Sn}_4$ 粒子存在，雖然在鐸料內的結果有些不同，但是兩者均會在界面處形成 Ni_3Sn_4 層。所以可知在本文鐸點界面上生成的 $(\text{Au}_{1-x}\text{Ni}_x)\text{Sn}_4$ 與表面處理 Au 層有關。

圖 6.3 為 63Sn-37Pb 鐸點經 150°C 時效作用之 IMC 厚度成長。在 $150^{\circ}\text{C}/240$ 小時雖然可看見已有許多聚集成塊狀的 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 出現在界面上但仍是不連續層，待 480 小時後則形成完整的連續層於界面處，其厚度達到 $5.12\ \mu\text{m}$ 。此外還可清楚觀察到在 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 上方聚集了許多 Pb，這與迴焊後形成 Pb 叢集的原因類似，是因為在界面附近的 Sn 參與 IMC 反應而造成 Sn 的消耗，使得未參與反應的 Pb 殘留下來。Erich 等人[12]指出鐸點經 $150^{\circ}\text{C}/1000$ 小時等溫時效作用後，除了會在界面上形成 IMC 層外，在 IMC 上方還會有另一層厚鉛層，此厚鉛層往往會因熱疲勞造成裂縫產生並沿著此層延伸，最終導致鐸點的疲勞破壞。本文也觀察到在界面上幾乎已經形成連續的 Pb 層，Pb 的聚集若再達到更厚時，相信將會對鐸點的可靠度產生一定的影響。在 $150^{\circ}\text{C}/1000$ 小時後 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 的厚度持續地成長至 $8.15\ \mu\text{m}$ ， $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 的厚度由 480 小時形成連續層起至 1000 小時的過程始終都不斷增加，但 Ni_3Sn_4 的厚度變化則無一定規律。

圖 6.4 為 63Sn-37Pb 經 175°C 時效作用之 IMC 厚度成長。在 175

°C 時，(Au,Ni)Sn₄ 的厚度由 480 小時起的 5.73 μm ，在達到 1000 小時後激增至 10.72 μm 。由 125°C、150°C 及 175°C 三個等溫時效作用的實驗結果可知(Au,Ni)Sn₄ 需在時效作用達到 480 小時後方可形成連續層，若時效時間未達 480 小時則僅會在界面處附近形成塊狀聚集的 (Au,Ni)Sn₄。(Au,Ni)Sn₄ 的厚度在 175°C/1000 小時後甚至已經超過 10 μm ，顯示此環境條件使得 63Sn-37Pb 銲點的界面反應相當活躍，這樣的結果並不意外，因為 63Sn-37Pb 的熔點為 183°C，175°C 的高溫已相當接近熔點因此自然有顯著的界面反應發生。然而本文量測到的 Ni₃Sn₄ 厚度卻呈現不規律的變化，在(Au,Ni)Sn₄ 形成連續層後，Ni₃Sn₄ 的厚度隨時間有增亦有減，因此可知(Au,Ni)Sn₄ 似乎無法有效阻止位於其下方的 Ni₃Sn₄ 繼續成長，Ho 等人[19]也指出(Au_{1-x}Ni_x)Sn₄ 不僅無法做為銲點界面的擴散阻障層甚致還會加速其下方 Ni₃Sn₄ 的成長而導致 Ni 層的消耗。Zeng 等人[18] 及 Ho 等人[58]均認為驅使銲料內的(Au_{1-x}Ni_x)Sn₄ 粒子遷移(migrate)至界面形成連續層的原因在於(Au_{1-x}Ni_x)Sn₄ 粒子欲尋找界面上的 Ni，因為 Ni 或 Cu 均可穩定(stablize)Sn-Pb 銲料內的(Au_{1-x}Ni_x)Sn₄ (或 AuSn₄)，既然銲料內並沒有足夠的 Ni 或 Cu，因此(Au_{1-x}Ni_x)Sn₄ 將會朝向界面(Ni 層)遷移以找尋更多的 Ni，最終便再次停居(resettlement)在銲點界面上。

由式(4.7)可知 IMC 層的厚度成長與時效時間的平方根成正比，利用此關係式可求出擴散係數(D)。圖 6.7 為 63Sn-37Pb 銲點界面之 IMC 厚度與時效時間的關係。(Au,Ni)Sn₄ 在 480~1000 小時的過程為連續層，因此將實驗數據進行線性嵌合(liner fit)後，可得到圖上之斜率即為擴散係數之平方根，如此便求得(Au,Ni)Sn₄ 厚度成長之擴散係數。大體而言，(Au,Ni)Sn₄ 在等溫時效作用下的厚度成長符合式(4.7)的擴散模型。表 6.6 及圖 6.20 為擴散係數與溫度的關係。由實驗結果

可知(Au,Ni)Sn₄的擴散係數深受溫度的影響，在 125°C 時的擴散係數相當小，一旦溫度升高後則可發現擴散係數將急劇增大，在 175°C 時的擴散係數甚至比 125°C 大上二個等級。由式(4.7)可知在相同的時效作用下，愈大的擴散係數代表在相同時間內會在界面成長出較厚的 IMC，因此 175°C 時的(Au,Ni)Sn₄厚度遠大於 125°C。又由式(4.8)可知擴散係數與絕對溫度的倒數在自然對數座標下為線性關係，而斜率即為致動能與氣體常數之比值(Q/R)，又因為氣體常數是已知常數，因此求出斜率後也就得到 IMC 的致動能，最終可求得 63Sn-37Pb 銲點界面 (Au,Ni)Sn₄ 的致動能為 134.8 KJ/mol，如表 6.7 及圖 6.21。

另外，(Au,Ni)Sn₄ 的高成長率將會對 63Sn-37Pb 銲點的可靠度帶來衝擊。6.1.2 節將針對(Au,Ni)Sn₄ 對銲點強度及破壞模式的影響做深入討論。



Sn-3.5Ag

Sn-3.5Ag 錫球迴焊至 BT 基板後的外形如圖 6.8(a)，其平均高度約為 619 μm 、平均最大直徑約為 762 μm (銲點正中央處)，誤差的範圍介於 5% 以內。可由圖 6.8(b)觀察到原先基板上 1 μm 厚的 Au 層在迴焊後已完全溶解至銲料內部，因此銲料與 Ni 層直接接觸並在銲點界面處反應生成 IMC 層。此 IMC 層(深色層)厚度小於 0.5 μm ，經由 EDX 分析後可知為 Ni₃Sn₄，如圖 6.12，因此錫球與基板間的 IMC 層代表兩者在迴焊後順利完成接著。試片的截面圖除了可觀察到銲點界面處形成 IMC 層外，在銲料內部亦有條狀般(rod-like)的 Ag₃Sn IMC 散佈其中，圖 6.8(c)的淺灰色相即 Ag₃Sn。

表 6.4 及圖 6.9~6.11 為 Sn-3.5Ag 銲點在等溫時效作用下界面 IMC 層的成長狀況。在 125°C/120 小時後，界面上的 IMC 層仍為 Ni₃Sn₄，

其厚度小於 $0.5\ \mu\text{m}$ 。直到 $125^\circ\text{C}/480$ 小時後， Ni_3Sn_4 層依然很薄且 IMC 層的輪廓並不規則，以致於無法精確地量得其平均厚度，所以表 6.4 中 120~480 小時的數據並未列入。在達到 720 小時後 Ni_3Sn_4 才有較顯著的增加，其厚度增至 $1.86\ \mu\text{m}$ ，直到 1000 小時後的厚度才超過 $2\ \mu\text{m}$ 。圖 6.10 為 Sn-3.5Ag 鐸點經 150°C 時效作用之 IMC 厚度成長。鐸點的界面反應來到 480 小時後，除了 Ni_3Sn_4 的厚度增加外並無特別之變化，但在 720 小時後，鐸點的界面除了 Ni_3Sn_4 層外，似乎還有些塊狀粒子的聚集，這些塊狀粒子為 Au-Ni-Sn 化合物。

圖 6.11 為 Sn-3.5Ag 經 175°C 時效作用之 IMC 厚度成長。由 480 小時起也可觀察到有部份 Au-Ni-Sn 化合物出現在界面附近，隨著時間增加後，這些塊狀粒子會逐漸朝向界面移動並且聚集變大。在 $175^\circ\text{C}/120$ 小時後 Ni_3Sn_4 的厚度為 $1.63\ \mu\text{m}$ ，而 1000 小時後的厚度則為 $4.98\ \mu\text{m}$ ，此與相同環境條件的 63Sn-37Pb 鐸點 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 厚度相較下顯然薄很多，甚致不及 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 的二分之一，由此可知 Sn-3.5Ag 鐸點界面的 Ni_3Sn_4 成長速率相當緩慢。63Sn-37Pb 鐸點界面若未達 480 小時僅會形成 Ni_3Sn_4 連續層，此與 Sn-3.5Ag 鐸點界面的 IMC 相同，均為 Ni 層與鐸料內的 Sn 反應所生成。實驗結果顯示在 125°C 及 150°C 時，63Sn-37Pb 鐸點界面的 Ni_3Sn_4 成長速率(480 小時以前)就如同 Sn-3.5Ag 鐸點界面的 Ni_3Sn_4 般，其成長速率相當緩慢，可是一旦溫度升高到 175°C 後， Ni_3Sn_4 (SP) 的成長速率卻遠大於 125°C 及 150°C ，如此明顯增大的成長率應與 175°C 的高溫有關，因為 175°C 已經接近 63Sn-37Pb 的熔點因此才會引起劇烈的界面反應發生。 Ni_3Sn_4 的高成長率將會加速 Ni 層的消耗，Mei 等人[16]說明 Sn-3.5Ag 與表面處理 Au/Ni-P/Cu 鐸墊反應生成的 Ni_3Sn_4 厚度與其成長率會小於 Sn-3.5Ag 與 Cu 鐸墊反應形成的 Cu_6Sn_5 和 Cu_3Sn ，因此可知表面處理 Ni 層對

Sn-3.5Ag 而言是甚佳的擴散阻障層，一旦 Ni 層消耗完畢後便會造成 Ni 層下方之 Cu 與鉚料急劇反應而影響到鉚點的可靠度。

實驗結果也發現 Sn-3.5Ag 鉚點的界面並無(Au,Ni)Sn₄ 連續層生成，這對於應用上而言是一大優點，因為過厚的(Au,Ni)Sn₄ 往往會造成鉚點的強度下降。(Au,Ni)Sn₄ 再次聚集於 63Sn-37Pb 鉚點界面的驅動力是其欲找尋(界面上)更多的 Ni 進行反應而最終成為(Au_{0.45}Ni_{0.55})Sn₄[19,58]。對於 Sn-3.5Ag 鉚點而言，此種驅動力依然存在，但卻僅有少部份的(Au,Ni)Sn₄ 聚集於界面，當然也就無法形成連續層。Liu 等人[20]推測 Sn-3.5Ag 鉚點內部的 Ag₃Sn 似乎可阻礙(Au_xNi_{1-x})Sn₄ 遷徙到界面上，因此(Au_xNi_{1-x})Sn₄ 無法在界面形成完整之連續層。

圖 6.13 為 Sn-3.5Ag 鉚點界面之 IMC 層厚度與時效時間的關係。圖上之斜率經線性嵌合後即為 Ni₃Sn₄ 化合物擴散係數之平方根。在 125°C/480 小時前因 Ni₃Sn₄ 的厚度甚薄而未列入，因此僅用 720 小時及 1000 小時的結果進行線性嵌合，若欲得到更精確的擴散係數則可藉由更長的時效時間來達成。大體而言，Ni₃Sn₄ 在等溫時效作用下的厚度成長符合式(4.7)的擴散模型。表 6.6 及圖 6.20 為 Sn-3.5Ag 界面 IMC 層之擴散係數與溫度的關係。溫度對 Ni₃Sn₄ 的擴散係數影響並不大，僅隨著溫度的上升而略微增加，並不像 (Au,Ni)Sn₄ 的擴散係數會對溫度十分敏感，從 125°C 上升至 175°C 的過程中，每升高 25°C 則擴散係數約增大一個等級。利用式(4.8)即可求出 Sn-3.5Ag 鉚點界面 Ni₃Sn₄ 生成的致動能為 54.65 KJ/mol，如表 6.7 及圖 6.21。Lee 等人[47]得到 Sn-3.5Ag 與 Au/Ni-P/Cu 鉚墊因界面反應而生成 Ni₃Sn₄ 的致動能為 72.54kJ/mol，又 Blair 等人[59]得到 Ni₃Sn₄ 的致動能為 53.47kJ/mol，與本文的結果十分接近。

Sn-4Ag-0.5Cu

Sn-4Ag-0.5Cu 錫球經過迴焊至 BT 基板後的外形如圖 6.14(a)，其平均高度約為 $635\mu\text{m}$ 、平均最大直徑約為 $770\mu\text{m}$ (錫點中央最大處)，誤差的範圍介於 5% 以內。可由截面圖 6.14(b)觀察到原先基板上 $1\mu\text{m}$ 厚的 Au 層在迴焊後已完全溶解至錫料內部，因此錫料與 Au 層下方的 Ni 層直接接觸而在錫點界面處反應生成 IMC 層，其厚度小於 $0.5\mu\text{m}$ ，經由 EDX 分析後可知為 Cu-Ni-(Au)-Sn 化合物，但 Au 原子的比例相當少，如圖 6.18，此與 Ho 等人[19]有類似的結果。因此 Sn-4Ag-0.5Cu 錫球與基板間的 Cu-Ni-(Au)-Sn 層代表兩者在迴焊後順利完成接著。Duan 等人[25]說明錫點界面 Cu-Ni-Au-Sn 的生成相可能是由於 Ni 和 Au 溶在 $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$ 的晶格內，因此可表示為 $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5(\text{Ni,Au})$ 。由截面圖除了可觀察到錫點界面處形成 IMC 層外，在錫料內部亦如同 Sn-3.5Ag 般有條狀的 Ag_3Sn (淺灰色)散佈其中，並且還多了 Cu-Sn 化合物，如圖 6.14(c)。

表 6.5 及圖 6.15~6.17 為 Sn-4Ag-0.5Cu 錫點在 125°C 、 150°C 及 175°C 三個等溫時效作用下界面 IMC 層的成長狀況，錫點的界面只會觀察到一層的 Cu-Ni-(Au)-Sn 化合物，其厚度將隨時間與溫度的增加而變厚。Sn-4Ag-0.5Cu 在經過 1000 小時等溫時效作用後並不像 63Sn-37Pb 錫點會在界面上形成二層 IMC，也不同于 Sn-3.5Ag 在界面上形成 Ni_3Sn_4 層，而是僅有一層 Cu-Ni-(Au)-Sn 層，其厚度不像 $(\text{Au,Ni})\text{Sn}_4$ 在 $175^\circ\text{C}/1000$ 小時後會長到 $10.72\mu\text{m}$ 那樣厚，但卻也達到 $8.75\mu\text{m}$ ，這遠比 Sn-3.5Ag 界面的 Ni_3Sn_4 層在相同條件下($4.98\mu\text{m}$)厚很多。由實驗結果可知 Sn-4Ag-0.5Cu 界面 Cu-Ni-(Au)-Sn 的成長率大於 Sn-3.5Ag 界面的 Ni_3Sn_4 ，但在高溫時(150°C 以上)則小於 63Sn-37Pb 錫點界面的 $(\text{Au,Ni})\text{Sn}_4$ ，如表 6.6。圖 6.22 及 6.23 分別為

三種鐸點界面 IMC 層在 150°C 及 175°C 下之厚度成長比較圖。雖然 Cu-Ni-(Au)-Sn 的成長率高於 Ni_3Sn_4 (SA)，但是對於表面處理 Ni 層的消耗則未必就大於 Ni_3Sn_4 ，因為 Cu-Ni-(Au)-Sn 內部的 Ni 原子含量比例相當低，約為 20%(文獻[26]的結果約 18~23%)，而本文 Ni-Sn 化合物(接近 Ni_3Sn_4 的比例)的 Ni 原子含量卻達到 50% (一般 Ni_3Sn_4 的 Ni 含量約為 42.86%)，所以在相同厚度下，Ni-Sn 的對 Ni 層的消耗是 Cu-Ni-(Au)-Sn 的 2.5 倍。本文在 175°C/1000 小時後，Cu-Ni-(Au)-Sn 的厚度是 Ni-Sn 的 1.76 倍，因此本文 Ni-Sn(Ni_3Sn_4)對 Ni 層的消耗依然大於 Cu-Ni-(Au)-Sn。雖然 Sn-4Ag-0.5Cu 及 Sn-3.5Ag 皆為無鉛鐸料，其迴焊溫度也僅僅差了 4°C，但若考量與 Ni 層相接合時，Sn-4Ag-0.5Cu 將會是較佳的選擇，因為 Cu-Ni-(Au)-Sn 對於 Ni 層的消耗不若 Ni_3Sn_4 嚴重，這對於 UBM 中更薄的 Ni 層來說則顯得特別重要。

實驗結果顯示 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點界面也無 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 連續層，如同 Sn-3.5Ag 般可在應用上佔有很大的優勢。Liu 等人[20]認為 $(\text{Au}_x\text{Ni}_{1-x})\text{Sn}_4$ 因欲找尋界面上的 Ni 而聚集於 63Sn-37Pb 鐸點界面，此種驅動力也存在於 Sn-3.5Ag 鐸點內，但卻不足以使得 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 形成完整之連續層。同理可由本文實驗結果推測 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 無法在 Sn-4Ag-0.5Cu 界面形成連續層可能也是類似的原因。Zeng 等人[18]指出添加 Cu 或 Ni 可降低此種驅動力。Ho 等人[19]在 63Sn-37Pb 鐸料中加入少許的 Cu 後，在鐸料內未見 $(\text{Au}_{1-x}\text{Ni}_x)\text{Sn}_4$ 且界面也無 Ni_3Sn_4 層，而是會在界面上形成 $(\text{Cu}_{1-p-q}\text{Au}_p\text{Ni}_q)_6\text{Sn}_5$ 。本文使用的 Sn-4Ag-0.5Cu 本身即含有 Cu，所以 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 無須遷移至界面尋找 Ni 便可達到穩定，這或許是 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點界面並無 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 連續層的原因之一。

圖 6.19 為 Sn-4Ag-0.5Cu 之 IMC 厚度與時效時間的關係。Cu-Ni-(Au)-Sn 在 125°C 及 150°C 的厚度成長大致上符合式(4.7)的擴散模型，但在 175°C 下的誤差則較大，主要原因歸咎於第 720 小時時間點的誤差所導致。表 6.6 及圖 6.20 可看出界面 IMC 層擴散係數與溫度間的關係。溫度對 Cu-Ni-(Au)-Sn 的擴散係數影響並不大，僅隨著溫度的上升而稍稍變大，並不像 (Au,Ni)Sn₄ 對溫度相當敏感。

由於擴散係數的數值均相當小，並且相當接近零值，所以若直接使用線性座標下的嵌合函數將可能導至因為線性誤差而使得嵌合後的函數在 125°C 時的擴散係數成為負值，見圖 6.20。但負值的擴散係數卻不符合真實的物理意義，所以本文改用自然對數座標下擴散係數與溫度倒數間的關係，如圖 6.21，經線性嵌合後的擴散係數(D)必為正值，即可得到三種銲點界面 IMC 在 125°C~175°C 的擴散係數。

(Au,Ni)Sn₄ 擴散係數之溫度函數(K)如式(6.1)：

$$\ln D(T) = 35.21 - 16214.42/T \quad (6.1)$$

Ni₃Sn₄ 擴散係數之溫度函數(K)如式(6.2)：

$$\ln D(T) = 10.93 - 6573/T \quad (6.2)$$

Cu-Ni-(Au)-Sn 擴散係數之溫度函數(K)如式(6.3)：

$$\ln D(T) = 6.12 - 4084.82/T \quad (6.3)$$

由式(6.1)與式(6.3)之聯立解可求得當溫度超過 143.98°C 時，(Au,Ni)Sn₄ 的擴散係數會開始大於 Cu-Ni-(Au)-Sn，又 Ni₃Sn₄ 需超過 224.29°C 後 (式(6.2)與式(6.3)之聯立解) 其擴散係數才會大於 Cu-Ni-(Au)-Sn，但 Sn-3.5Ag 的熔點僅為 221°C，所以 Cu-Ni-(Au)-Sn 的擴散係數在 125°C~175°C 始終都大於 Ni₃Sn₄，即當溫度超過 143.98°C 後，(Au,Ni)Sn₄ 的擴散係數最大，Cu-Ni-(Au)-Sn 次之，Ni₃Sn₄ 最小，

而當溫度小於 143.98°C 時， $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 的擴散係數小於 Cu-Ni-(Au)-Sn ，因此將時效時間拉長後(時間若不夠長則可能會受初始厚度的影響)， $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 的厚度成長自然會小於 Cu-Ni-(Au)-Sn ，由 $125^{\circ}\text{C}/1000$ 小時的實驗結果可說明此項推論相當合理。

式(6.3)為 Cu-Ni-(Au)-Sn 擴散係數與溫度倒數在自然對數座標下的線性嵌合函數，由截距($\ln D_0$)可求出擴散常數而斜率即為 Q/R ，因此可算出 Sn-4Ag-0.5Cu 界面 Cu-Ni-(Au)-Sn 之致動能為 33.96 KJ/mol ，如表 6.7 及圖 6.21。本文的結果也與 Jeon 等人[26]得到在 Sn-4Ag-0.5Cu/Ni-P UBM 界面生成 $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ 的致動能 ($45\sim 61 \text{ KJ/mole}$)相近。

式(4.8)的致動能物理意義為 IMC 層生成時所需克服之能障，因此致動能愈大代表 IMC 層愈不容易形成，由實驗結果可知 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 的致動能是三種 IMC 中最大的，因此直到 480 小時後才可觀察到連續層生成，但是因為其擴散係數會隨溫度升高而急劇增大，因此經過時效作用後，其厚度仍大於 $\text{Ni}_3\text{Sn}_4(\text{SA})$ 和 Cu-Ni-Au-Sn 。而 Cu-Ni-(Au)-Sn 的致動能最小，這可由 Cu-Ni-(Au)-Sn 在 125°C 、 150°C 和 $175^{\circ}\text{C}/120$ 小時後便已經在界面形成大於 $1 \mu\text{m}$ 的連續層得到印證。由式(4.8)可知致動能愈大則擴散係數愈小，實驗結果知 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 有最大的致動能，但先前所述當溫度大於 143.98°C 後，則 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 有最大的擴散係數，這樣的結果看似相互矛盾，但實則不然，因為擴散係數並非只受致動能的影響，由式(4.8)可知擴散係數除了致動能外，也會受到擴散常數(D_0)的影響。由表 6.7 可知 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 的擴散常數遠大於 Ni_3Sn_4 和 Cu-Ni-(Au)-Sn ，因此若同時將致動能及擴散常數對擴散係數的影響均考慮在內的話，則實驗結果並無疑問。

6.1.2 鐸點剪力強度與破壞機制

在剪力推球實驗中，測試時的參數設定以 2000 年的 JEDEC STANDARD 之 JESD22-B117 為參考規範。但 JESD22-B117 僅對 BGA 剪力推球時的高度訂立規範，即推刀尖端與基板表面的距離需大於 0.05mm(2mils)及小於錫球高度(迴焊後)的 1/4。本文的三種錫球經迴焊後之高度均超過 $600\mu\text{m}$ ，因此由規範可知推球的高度需小於 $150\mu\text{m}$ ，所以將剪力推球實驗的推球高度均設定成大約錫球高度的 1/10，即 $60\mu\text{m}$ ，同時也符合最小距離的規定。

剪力推球實驗中的另一項重要參數是推刀速度，推刀速度即負載速率(loading rate)，如同拉伸實驗般可知推刀速度將對鐸點的剪力強度產生影響，一般而言推刀速度愈快，鐸點會有愈高的剪力強度。然而 JESD22-B117 卻未將推刀的速度範圍明訂在規範內，因此將造成不同文獻上的結果在比較上產生困擾。各文獻上的推刀速度大都介於 $200\mu\text{m/s}\sim 300\mu\text{m/s}$ 之間[13-15,28,60]，因此本文選用 $300\mu\text{m/s}$ 做為剪力推球實驗的推刀速度。

63Sn-37Pb

63Sn-37Pb 鐸點在迴焊後(0 小時等溫時效作用)之剪力強度為 2077.42gf，破壞表面如圖 6.27，可看出破壞模式為發生於鐸料之延性破壞。由圖 6.24 可觀察到鐸點在時效作用 120 小時前，其剪力強度尚未達到穩定狀態，因此剪力強度的變化較無規律，但隨著時效時間超過 120 小時後，鐸點的剪力強度將隨時間增加而逐漸下降。溫度對剪力強度的影響也在 120 小時後更加顯著，當溫度較低時，鐸點會有較大的剪力強度，此種趨勢在達到 1000 小時的過程中皆未改變。概括而言，63Sn-37Pb 鐸點之剪力強度變化受等溫時效作用的影響可分

為三個階段：(剪力強度整理如表 6.8~6.11)

第一階段(不穩定階段)：0 小時~120 小時

鐳點在時效作用 120 小時前，由於鐳料內部之微結構仍處於不穩定狀態，因此剪力強度的變化較不規律，所以本文對於鐳點剪力強度的探討是在等溫時效作用 120 小時後才開始。在 125°C、150°C 和 175°C 三個等溫時效作用達到 120 小時後的剪力強度分別為 1728.34gf、1568.71gf 和 1500.25gf，殘餘強度分別為原始強度(0 小時)的 83.2%、75.51%和 72.22%。

在 125°C/120 小時後，由圖 6.28(a)可觀察(量測)到鐳點破壞面的面積約為延-脆性各佔 75%及 25%的混合破壞模式，可知鐳點的強度仍由鐳料主導所以剪力強度僅小幅下降。在 150°C/120 小時後，由圖 6.29(a)可觀察到鐳點的破壞面亦為混合破壞模式，但延-脆性的破壞面約各佔 25%及 75%。延性破壞為發生於鐳料之破壞，強度較高；脆性破壞則是破壞發生於 IMC，其強度低於鐳料，所以脆性破壞面的增加亦說明剪力強度的降幅也會增加，此即為 150°C 的剪力強度會低於 125°C 之原因。在 175°C/120 小時後，由圖 6.30(a)可觀察到鐳點的破壞面已經從原先的延性破壞完全轉換成脆性破壞，因此造成剪力強度大幅下降。此脆性破壞面經 EDX 分析後發現為界面 IMC(Ni_3Sn_4)，另外還可偵測到非常微量的 Au，這是因為在 120 小時後已有少部份的 $(\text{Au},\text{Ni})\text{Sn}_4$ 聚集於界面，但仍尚未形成連續層，因此鐳點的破壞發生在 Ni_3Sn_4 層。由 63Sn-37Pb 鐳點在 125°C 及 150°C/120 小時的破壞模式尚未完全轉換成 IMC 破壞(Ni_3Sn_4)可知是其強度高於 175°C 的主要原因。Chen 等人[31]將 Ni/Sn/Ni 鐳點試片經 200°C 烘烤後再進行拉伸測試，結果發現鐳點的破壞面會隨時效時間的增加而由原先的鐳料破壞(Sn)轉換至 IMC 破壞(Ni_3Sn_4)，其拉伸強度也因而下降。

第二階段(Au-Ni-Sn 聚集階段)：120 小時~480 小時

由 120 小時到 480 小時的過程中，鉍點的剪力強度仍會持續下降，如圖 6.24，而剪力強度下降的原因與破壞面的位置有關。在 125℃、150℃和 175℃/480 小時後的剪力強度分別為 1441.53gf、1374.52gf 和 1355.43gf，殘留剪力強度分別為 69.39%、66.16%和 65.25%。

圖 6.28(b)可觀察到 125℃/480 小時的破壞面呈現延-脆性各佔 50%的混合破壞模式，如同前述提到 IMC 脆性破壞面積的增加將導致強度下降。圖 6.29(b)及圖 6.30(b)為 150℃及 175℃在 480 小時後的破壞面，經 EDX 分析可偵測到主要成份為 Ni 和 Sn，但也有 Au 存在，Au 的含量高於 175℃/120 小時，而 Ni 與 Sn 的原子比接近 3:4，由 6.1.1 節可知(Au,Ni)Sn₄在 480 小時後已形成連續層，所以此處的破壞面發生在(Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄界面。不同於 125℃/480 小時的強度下降是因脆性破壞面積的增加，150℃及 175℃在 480 小時後的強度下降則是因為破壞面轉移至(Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄界面所導致。又 150℃及 175℃在 480 小時後的殘留剪力強度相當接近也間接證明了兩者會有類似的破壞機制。

第三階段(Au-Ni-Sn 成長階段)：480 小時~1000 小時

當時效時間達到 480 小時後，可發現 125℃、150℃和 175℃三個溫度下的剪力強度變化開始趨緩，達到 1000 小時後的剪力強度分別為 1320.4gf、1292.73gf 和 1222.16gf。殘留剪力強度為原始強度的 63.56%、62.23%和 58.83%，和第二階段相較下僅小幅下降。其中下降幅度最少的是 150℃，只有 3.93%，因為其破壞面經 EDX 分析後發現仍然是(Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄界面，如圖 6.29(c)，所以在 480~1000 小時的過程中，鉍點的剪力強度幾乎已經達到穩定(由(Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄

界面強度主導)，所以不會有太大的變化。下降幅度次多的是 125°C，因為從 480 小時的混合破壞模式完全轉換至 1000 小時的 (Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄ 界面破壞，所以強度的下降率高於 150°C，如圖 6.28(c)。而剪力強度下降最多的是 175°C，其破壞面如圖 6.30(c)。175°C/1000 小時的破壞面經過 EDX 分析後可得到不同的結果，除了 Au、Ni、Sn 原子外亦偵測到 Pb，如圖 6.31，雖然 Pb 原子的含量並不非常多但卻說明了此時的破壞面並非如同 480 小時發生在 (Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄ 界面，而是發生在 (Au,Ni)Sn₄/鉛料的界面，因此 175°C 的強度下降率比 125°C 及 150°C 都來得大乃是因為破壞面的再次轉移。

表 6.12 及圖 6.32 為 63Sn-37Pb 鉛點經等溫時效作用後破壞機制 (EDX 分析)。實驗結果顯示破壞面所在的位置是影響鉛點強度的最重要因素，鉛點在 125°C 時先由混合式破壞慢慢轉換成 (Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄ 界面破壞，在 150°C 時的破壞機制轉換就如同 125°C，只是轉換所需的時間比 125°C 來得短。至於 175°C 的破壞機制則有別於 125°C 及 150°C，是先由 Ni₃Sn₄ 破壞轉換成 (Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄ 界面破壞，最終又轉移至 (Au,Ni)Sn₄/鉛料的界面破壞。因此可知溫度的升高將會加速破壞機制的轉換，這是因為高溫將促使界面反應更加劇烈，造成 IMC 的高成長率可在界面處形成厚且脆的連續層，時效作用當然也是影響破壞機制的重要因素，即便 IMC 的成長率再高也需要有足夠的時間進行反應才能在界面處形成 IMC 層。當界面 IMC 層隨著溫度與時間的增加而變得愈厚時，自然也就容易造成 63Sn-37Pb 鉛點發生界面脆性破壞，而導致鉛點的剪力強度下降。

Sn-3.5Ag

Sn-3.5Ag 銲點在迴焊後之剪力強度為 1845.93gf，破壞面如圖 6.33，可看出破壞模式為發生在銲料之延性破壞。圖 6.25 為 Sn-3.5Ag 之剪力強度與時效時間的關係，可觀察到 Sn-3.5Ag 銲點剪力強度變化的趨勢並不像 63Sn-37Pb 銲點會隨溫度與時間的增加而持續下降。Sn-3.5Ag 銲點剪力強度的變化直到 1000 小時後似乎仍不太穩定，並沒有表現出明顯的變化趨勢，這對剪力強度分析來說將造成不小的困擾，但仍嘗試對其做概略之探討。

在 125°C、150°C 和 175°C 三個等溫時效作用 1000 小時後之剪力強度分別為 1609.57gf、1607.75gf 和 1733.56gf，殘留強度為原始強度的 87.2%、87.1% 和 93.91%。Sn-3.5Ag 銲點的剪力強度雖然在 1000 小時後有些許的下降，但整體而言剪力強度受時效時間的影響卻不明顯，並不像 63Sn-37Pb 銲點在 120 小時後溫度與時間即會主導強度的變化。另外，Sn-3.5Ag 銲點的強度在經 1000 小時後也不像 63Sn-37Pb 銲點會在較低溫狀態下(125°C)有較大的強度，反而是在高溫(175°C)的強度較大，此種出乎意料的結果或許可從以下二個觀點來討論。

第一，銲點在高溫時效作用下有較大的剪力強度與銲料內部微結構的強化有關。Coyle 等人[28]得到 63Sn-37Pb 銲料的剪力強度在經過三次迴焊後會比原先的強度還要高出 40% 以上，這歸因於銲料在迴焊時因重新固化(resolidification)而使得內部的微結構變得更加細緻(microstructure refinement)，因此得以提升銲料的強度。Lee 等人[13]也得到 Sn-Pb-Ag 銲料經迴焊二次以上後可得到比原先要大的剪力強度。所以本文高溫時效作用的影響或許正如同再次迴焊般，對銲料來說即是一種高溫強化效應，但本文所用的”高溫(仍小於迴焊溫度峰值)”尚不足以使得殘留強度大於原始強度(0 小時)，因此經高溫時效

作用的鐸點強度仍然小於原始強度，但是 175°C 的高溫卻使得強化的效應相對大於 125°C 和 150°C，因此 175°C 才會有較大的強度。Levis 等人[61]亦得到 Sn-3.5Ag 經過 1008 小時的等溫時效作用後，150°C 時效溫度下的剪力強度會大於 125°C，且二者都要比原始強度(0 小時)還強。此種會因高溫而(相對地)強化的鐸料相當適合用在需耐高溫的產品。

第二，Sn-3.5Ag 鐸料尚未達到穩定狀態。Sn-3.5Ag 鐸點經等溫時效作用 1000 小時後的強度以 175°C 最大，125°C 次之，150°C 最小。其中 125°C 及 150°C 的強度幾乎相同，倘若上述高溫強化效應的假設成立，那麼理論上 150°C 的強度應該要大於 125°C，可是結果卻不然，因此高溫強化效應的假設或許不成立。Sn-3.5Ag 的強度並非如預料般在 125°C 有最大值可能是因為鐸料內部的微結構尚未達到穩定，因此剪力強度呈現不規律的變化。不規律的強度變化也間接說明時效作用 1000 小時仍不足以穩定鐸料內部的微結構，因此待更長的時效時間或許可使 Sn-3.5Ag 達到穩定而表現出應有的特性。

Sn-3.5Ag 鐸點由 0 至 1000 小時的過程中，破壞模式均為鐸料延性破壞，也就是並沒有破壞模式的轉換，因此 Sn-3.5Ag 鐸點的強度即為 Sn-3.5Ag 鐸料本身的強度，如圖 6.34~6.36 和圖 6.41，推刀的施力方向在圖中為由下往上推。然而之前提到的 63Sn-37Pb 鐸點強度則未必就是 63Sn-37Pb 鐸料的強度，因為 63Sn-37Pb 鐸點的破壞機制並不同於 Sn-3.5Ag 鐸點，Sn-3.5Ag 鐸點從頭至尾始終均為鐸料延性破壞，但 63Sn-37Pb 鐸點卻有破壞模式轉換發生，因此若破壞面發生在 63Sn-37Pb 鐸料，那麼鐸點的強度即為鐸料強度，但當破壞面發生於界面或 IMC 時，鐸點的強度並非是鐸料強度而是界面 IMC 的強度。先前提及的高溫強化效應即使對 63Sn-37Pb 鐸點有相同的作用卻也

不易觀察出，因為由實驗結果可知 63Sn-37Pb 銲點的剪力強度深受界面 IMC 的影響，也就是銲點的強度主要由界面強度主導，所以無論銲料是否因高溫而產生強化效應，一旦界面 IMC 因高溫而變厚就容易導致界面的破壞，所以 63Sn-37Pb 銲點的高溫強化效應並不容易觀察。至於若想探討高溫強化效應對 63Sn-37Pb 銲點的影響，首先必須將界面破壞模式排除後才得以分析，但 IMC 對溫度相當敏感，將環境溫度降低或許是排除界面破壞的方法之一，但是溫度降低後的高溫強化效應是否將變得不明顯又是必須考慮的問題，因此多次迴焊 (multiple reflow) 或許是可嘗試的方法之一。

Sn-4Ag-0.5Cu

Sn-4Ag-0.5Cu 銲點在迴焊後的剪力強度為 2245.7gf，破壞面如圖 6.37，可看出破壞模式為銲料延性破壞，因此可知 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點的強度即為銲料強度。圖 6.26 為 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點剪力強度與時效時間的關係。在 125°C、150°C 和 175°C/1000 小時後的剪力強度分別為 1852.80gf、1909.68gf 和 2010.19gf，殘留強度為原始強度的 82.5%、85.04% 和 89.51%，剪力強度的變化如表 6.8~6.11。

由圖 6.26 可觀察到 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點的剪力強度變化如同 63Sn-37Pb 銲點在未達到 120 小時前也是不穩定的狀態，所以剪力強度的變化並不規律。但在 120 小時後則可看出 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點強度隨溫度變化的趨勢恰與 63Sn-37Pb 銲點相反，在 175°C 有最大的強度，150°C 次之，而 125°C 最小。此外，也可看出時效作用對 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點強度的影響並非隨時間增長而遞減，而是呈現增減交替的不穩定現象，這種現象在三個溫度下皆會出現，所以說明時效作用對 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點強度的影響在 1000 小時後仍未穩定，但溫

度對鉚點強度的影響則相當一致，也就是高溫環境下會有較大的強度。時效作用對 Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點強度的影響與 Sn-3.5Ag 相當類似，均在 1000 小時內無法達到穩定，但溫度對 Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點的影響則有別於 Sn-3.5Ag 鉚點，因為從 Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點強度可明顯看出在 120 小時後始終有溫度愈高則強度愈大的趨勢，不像 Sn-3.5Ag 鉚點會有不規律的變化，到了 1000 小時恰呈現 175°C 有最大的強度，況且 125°C 的強度還略大於 150°C。Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點強度隨溫度變化的一致性似乎要比 Sn-3.5Ag 鉚點更適合用高溫強化效應來說明。

Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點由 0 至 1000 小時的過程中，鉚點破壞模式均為鉚料延性破壞，也就是沒有破壞模式的轉換，因此 Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點的強度即為 Sn-4Ag-0.5Cu 鉚料本身的強度，如圖 6.38~6.40 和圖 6.42，推刀的施力方向在圖中為由下往上推。Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點強度不像 63Sn-37Pb 鉚點在 120 小時後溫度與時效作用就會主導強度的變化，也不像 Sn-3.5Ag 鉚點經溫度及時效作用 1000 小時後仍未達穩定狀態，Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點強度受時效作用的影響並不明顯，但卻對溫度相當敏感，高溫條件可使其具有較大的剪力強度。雖然溫度愈高強化效應愈明顯，但基本上溫度仍會造成鉚料強度的下降，只是經過強化效應後可使 175°C 的強度相對高於 125°C 及 150°C，但仍不足以強化到大於原始強度。

6.1.3 三種鐸點強度的比較及負載-位移曲線分析

圖 6.43~6.45 為三種鐸點在不同溫度下之剪力強度比較圖，實驗數據則列於表 6.8~6.11。可知三種鐸點經時效作用 120 小時後，在任何測試條件下均以 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點的剪力強度最大，Sn-3.5Ag 鐸點次之，而 63Sn-37Pb 鐸點最差。但若就鐸點的原始強度(0 小時)而言，Sn-4Ag-0.5Cu 仍有最大強度，可是 63Sn-37Pb 鐸點的強度卻高於 Sn-3.5Ag 鐸點，只不過 63Sn-37Pb 鐸點抗高溫及抗時效的能力不如 Sn-3.5Ag 鐸點，所以一經等溫時效作用後，63Sn-37Pb 鐸點強度便會快速衰減而小於 Sn-3.5Ag 鐸點，且當溫度愈高則 63Sn-37Pb 鐸點與另二種無鉛鐸點的強度差距也就愈大，因此可知無鉛鐸點抗高溫及抗時效的能力遠優於 63Sn-37Pb 鐸點，其中又以 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點更佳。

63Sn-37Pb 鐸點的剪力強度深受界面 IMC 的影響，也就是鐸點的強度由界面強度主導。63Sn-37Pb 鐸點的破壞面經 EDX 分析後可知鐸點的破壞大都發生在(Au,Ni)Sn₄和 Ni₃Sn₄二層 IMC 的交界面上(圖 6.32)，這說明此界面的強度甚弱，因此會主導大部份 63Sn-37Pb 鐸點的破壞模式，並造成鐸點強度下降。而本文使用的無鉛鐸點 Sn-4Ag-0.5Cu 與 Sn-3.5Ag 的破壞模式均為鐸料延性破壞，因此鐸點強度即為鐸料強度，並無破壞模式的轉換。經過相同等溫時效作用後，雖然 Cu-Ni-Au-Sn 的厚度會大於 Ni₃Sn₄(SA)，但卻不影響 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點強度大於 Sn-3.5Ag 的結果，因為本文無鉛鐸點的強度由鐸料本身強度主導。

因為 63Sn-37Pb 鐸點會隨溫度及時效作用發生破壞模式轉換，所以破壞機制遠較無鉛鐸點複雜，以下再藉由剪力推球實驗的負載-位移曲線來說明此種轉換機制，如圖 6.46~6.51。圖 6.46 顯示 63Sn-37Pb

銲點在 125°C/120 小時及 480 小時的負載達到最大值後，其剪力強度將會緩慢地下降，這是因為負載達到最大值後銲點並未立即斷裂，因此仍會造成銲點位移增加。由先前的破壞模式分析知此時的銲點破壞為混合式破壞，有就是有部份的破壞發生在銲料上，又示 63Sn-37Pb 銲料為延展性甚佳之材料，所以當銲點的負載達到極限後，界面脆性破壞處雖會立即斷裂，但銲料的部份仍會繼續延伸以逐漸釋放負載，一旦銲料延伸至極限後銲點才完全斷裂分開。而圖中 480 小時的最大負載低於 120 小時的原因可由銲點的破壞面得答案，因為 480 小時的脆性破壞面積約佔破壞總面積的 50%，這高於 120 小時的 25%，所以其最大負載自然較低，最大位移也較小。在 125°C/1000 小時下，銲點達到最大負載後會在瞬間發生斷裂，銲點的位移也遠小於 120 小時及 480 小時，是標準的脆性破壞。經 6.1.2 節的破壞模式分析得知此時為(Au,Ni)Sn₄/Ni₃Sn₄ 界面脆性破壞，而負載-位移曲線分析的結果亦證明銲 63Sn-37Pb 點經 125°C/1000 小時後會發生脆性破壞。

圖 6.47 顯示 63Sn-37Pb 銲點在 150°C/120 小時有延性破壞的趨勢，而 480 小時及 1000 小時則呈現脆性破壞。圖 6.48 則可看出在 175°C 下均為脆性破壞，以上均與 6.1.2 節破壞模式分析的結果(圖 6.32)相當符合。雖然透過負載-位移曲線也可得知銲點的破壞模式，但卻無法詳細知道破壞面發生於何處，例如在 175°C 時雖然都是脆性破壞，但實際破壞面的位置卻未必相同(由 6.1.2 節可知)，因此剪力強度才會有所差異。再藉由圖 6.49~6.51 的負載-位移曲線圖與表 6.12 破壞面 EDX 分析相互比較後，將可更清楚地了解 63Sn-37Pb 銲點的破壞機制。

6.2 無鉛錒點靜態與潛變實驗

無鉛錒點的靜態與潛變實驗主要探討 Sn-3.5Ag 及 Sn-4Ag-0.5Cu 二種錒點的靜態行為及潛變特性。靜態實驗包括比較錒點在 25°C、75°C、125°C、150°C 四個溫度下的靜態強度，並探討可能的變形機制，最後將負載及位移再換算成應力與應變，且藉由曲線嵌合得到近似的數值模型以便做為將來評估錒點強度的基準。潛變實驗則藉由靜態實驗求得的靜態強度做為選取應力等級時的參考，也是在 25°C、75°C、125°C、150°C 四個溫度下進行。潛變實驗的目的在於探究無鉛錒點在高溫時的塑性變形行為，因為錒點所處在高溫工作環境將對其可靠度造成嚴峻的挑戰，因此藉由潛變實驗來了解錒點在高溫時的變形機制。本文將經由實驗來求得錒點的應力指數及致動能，並利用應力指數及致動能的結果來探討錒點的潛變特性。除了使用 Arrhenius Power law、Dorn 方程式、雙曲線正弦應力函數三種不同的潛變模型做巨觀分析外，還將探討錒點潛變變形時的微觀機制

靜態與潛變實驗的試片製作如 5.4.1 節所述，先將迴焊後的試片 (IMC 試片) 再經第二次迴焊後，便可接著至另一端基板而完成試片製做。Sn-4Ag-0.5Cu 及 Sn-3.5Ag 錒點試片經過二次迴焊後，其外形尺寸十分接近，平均高度約為 $520.5\mu\text{m}$ 、平均最大直徑約為 $715.19\mu\text{m}$ (錒點正中央處)，如圖 6.52，由於尺寸的量測是在研磨/拋光後進行，所以誤差的範圍約介於 5% 以內。

6.2.1 靜態實驗

靜態實驗分別於 25°C、75°C、125°C、150°C 四個溫度下進行，先將實驗試片置於微拉力機外掛的加熱烤箱，待烤箱啟動後 30 分鐘由 25°C 升溫至設定溫度，達到設定溫度後再靜置 30 分鐘使試片在該溫度狀態下達到穩定才進行拉伸試驗。拉伸試驗的過程使用位移控制模式，拉伸率均為 0.01mm/sec。由於試片是經由插梢(pin)卡於夾具上，雖然彼此間相當密合但仍會有間隙產生，因此在實驗開始進行前先施以 0.3kgf 之預負載，待達到設定的預負載並將位移歸零後才正式開始進行實驗，如此試片能承受的極限負載不變(仍從 0.3kgf 開始)，而變形產生的位移也僅有微小的誤差(但對實驗數據的處理卻便捷許多)。每一條件下的有效試片數為 7 個，取實驗結果的平均值做為鐸點的靜態強度。用以黏著試片的夾具雖然本身也有重量，但卻不到 20gf，甚致不到靜態強度的 1%，因此可將其自重的影響忽略。

圖 6.53 為 Sn-3.5Ag 鐸點(2x2 陣列,即 4 顆錫球)之負載-位移間的關係。在 25°C、75°C、125°C、150°C 四個溫度下的靜態強度(剪力)平均值分別為 4.35kgf、3.18 kgf、2.65 kgf 和 2.32kgf。圖 6.55 為 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點(2x2 陣列,即 4 顆錫球)之負載-位移間的關係。在 25°C、75°C、125°C、150°C 四個溫度下的靜態強度(剪力)平均值分別為 4.34kgf、3.23 kgf、2.81 kgf 和 2.4kgf。又此二種無鉛鐸點的破壞面均發生於鐸料(錫球)上，因此可知鐸點受到的負載主要由鐸料承受，所以也可將鐸點的強度近似為鐸料本身的強度。由於 Sn-3.5Ag 和 Sn-4Ag-0.5Cu 的鐸點試片均為 2x2 陣列的錫球所構成，因此若將求得的鐸點強度除以 4 後即為單顆錫球可承受之強度。從無鉛鐸點的負載-位移曲線可看出當溫度愈高時，鐸點的強度雖然愈低但可承受較大的變形，意即溫度的升高雖可增加鐸點的延展性但卻會造成強度下

降。一般金屬材料的負載-位移曲線受溫度影響後的變化也大多會有此種趨勢產生。

本文也將負載-位移曲線藉由式(4.17)的換算以輔助了解鐸點剪應力與剪應變間的關係，如圖 6.54 和 6.56。因為錫球經迴焊後的截面積並不相同，在鐸點正中央處有最大的面積而在近鐸墊處的截面積最小，所以當鐸點受到剪力負載時，理論上截面積較小處會因承受較大的剪應力而先發生破壞，實際觀測到的破壞面亦發生在近鐸墊處(仍斷在錫球)，因此計算剪應力時的面積取錫球截面積最小處，即錫球與鐸墊潤溼的相接面。又本文所用的 BT 基板已經綠漆處理過(solder mask defined)，因此潤溼面即鐸墊的開口面積(直徑 $600\ \mu\text{m}$)，如此可保守地求出錫球所承受的剪應力。另外，鐸點剪應變的計算在各文獻上均採用式(4.17)的近似值，可是此式只適用在剪應變角度變化不大時，但由圖 6.57 可知剪應變的近似值會大於實際值，因此取近似值的目的不外乎較為保守，且在計算潛變率時利用剪應變近似值將會比實際值方便且有效率。當角度變形愈大時，剪應變近似值與實際值的差異也會變大，但在角度變化不大時兩者的差異卻非常小，因此鐸點發生破壞時的變形程度雖然很大，但若僅考慮線(彈)性段則不超過 20%。由圖 6.58 可知二者的差異在應變為 20%時僅有 1.37%的誤差，所以由式(4.17)求得的鐸點剪應變在線性段的結果與實際值差異不大，但若探討鐸點的破壞應變則會有較大的誤差。

由無鉛鐸點的負載-位移曲線可看出其在破壞發生前可承受相當大的變形，例如由圖 6.56 可看出 Sn-4Ag-0.5Cu 的破壞應變在 150°C 時甚致達到 180%才發生斷裂，如此異常大的塑性變形可從以下觀點來說明。式(4.17)的剪應變公式僅適用於角度變化不大時，前面已提及在線性段內由於角度變化不大，因此誤差非常小，但當變形的角度

愈大時則誤差也跟著變大，又鐸點發生破壞時的應變將達到最大，此時的誤差自然也最大，實際上的剪應變其實並不到 180%。依材料力學理論可求得 $\tan \gamma$ 為 1.8 時，鐸點實際上的剪應變(γ)為 60.95° ， 60.95° 經換算後為 1.0637 徑(radians)，因此說明鐸點的變形扣除誤差後仍可達到 106.37%，如此大的塑性變形依然說明 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點具有極佳的延展性，超過 100% 的塑性變形並非都因計算公式的誤差所造成，而是鐸料本身具有的特性。

無鉛鐸點異常大的塑性變形或許與材料的超塑性行為(superplastic behavior)有關。當金屬材料受到拉力時，經過一小段伸長後將會斷裂，但當金屬材料發生超塑性行為時，其伸長量將格外地大，甚至超過 1000%(10 倍)，且幾乎全部的應變都發生在頸縮階段，因此超塑性行為主要還是一種頸縮的現象。Pearson[62]指出 Sn-Pb、Sn-Bi 鐸料經拉伸後的伸長量可達到 2000%，即說明了鐸料的超塑性行為。然而值得注意的是，在平常的拉伸測試裡，頸縮有高度集中的傾向，一旦金屬超塑性變形時，頸縮的範圍將會擴大至整段定義的區域。許多實驗條件都有利於超塑性行為的發生，通常高溫狀態可觀測到此種行為。此外，超塑性變形也是應變率的函數，在特定溫度下只有在某個應變率的範圍內才能觀測到。在微觀結構上，超塑性行為主要與具有非常細微的結構相關，細微結構指的是擁有非常細微的精粒尺寸($<10 \mu\text{m}$)或二相結構(如共晶)[49]。Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 即為(近)共晶合金，因此其異常大的塑性變形或許與超塑性行為有關。一般說來 Sn-Pb 鐸料要比 Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 來得軟，因為 Sn-Pb 鐸料並無析出強化的現象，所以強度雖然不如 Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu，但卻可承受較大的塑性變形(超塑性)。也許 Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 的變形程度無法像 Sn-Pb 般變形到 1000% 以上，但

卻已經比一般的金屬材料有更大的變形能力，在 150°C 時，Sn-4Ag-0.5Cu 的變形已經接近 61° ，若將材料 1000% 的超塑性變形直接換算成剪應變則約為 84.29° ，所以 61° 的角度變化已經算是相當大程度的變形，因此推論無鉛鉚點的大變形與超塑性行為相關是很合理的。

圖 6.54 及圖 6.56 均顯示 Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 的應變超過彈性範圍後將會呈現塑性流狀態(plastic flow)。對照圖 6.54 及 6.59 可看出 Sn-3.5Ag 在 25°C 及 75°C 的塑性流段時，一旦鉚點的受力負載達到極限負載後會先有些微的下降，此種趨勢相當類似材料發生(局部)頸縮現象，之前曾提及無鉛鉚點的變形或許與超塑性行為相關，而超塑性行為的頸縮現象甚至可擴大到整段試片定義的區域，所以在鉚點上觀察到頸縮的現象是相當合理的。又因為 125°C 及 150°C 的高溫狀態會使得超塑性行為更加明顯，鉚點發生頸縮的區域也變得較大，所以並未見到局部頸縮的現象發生。對照圖 6.56 及圖 6.60 可發現 Sn-4Ag-0.5Cu 在塑性流段似乎有輕微的應變硬化產生，應變硬化是因為材料內部晶體結構的改變使其可抵抗更大的塑性變形，因此需有更大的應力才可使材料發生破壞。應變硬化效應造成 Sn-4Ag-0.5Cu 在塑性變形的過程中，鉚料內部的差排數量增加(密度增加)，使得差排間相互干擾的程度增大，差排也就愈不容易移動，因此需有更大的外力才可使其繼續產生變形，所以可得到 Sn-4Ag-0.5Cu 的靜態強度略高於 Sn-3.5Ag。

材料的真應力-真應變曲線的主要型態如圖 6.61。比較圖 6.54、圖 6.56 及圖 6.61 可歸納出 Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 的(工程)應力-應變曲線與圖 6.61(c)相當類似，大致上可將無鉛鉚點的(工程)應力-應變曲線近似為線彈性-完全塑性行為(linear elastic-perfectly plastic

behavior)。真應力-真應變的曲線型態若在均勻塑性變形區域內時，可用下列簡單數學式表示。

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (6.4)$$

其中 n 是應變硬化指數，而 K 是當應變等於 1 時的真應力，稱為強度係數(strength coefficient)，應變硬化指數可從 $n=0$ (完美的塑性剛體)到 $n=1$ (完全彈性變形材料)之間，如圖 6.62，對大多數金屬而言， n 介於 0.1~0.5 之間。當材料處在完全塑性段時，無須再增加任何外力即可造成材料持續變形，軟鋼(mild steel)在完全塑性段的伸長量通常為線彈性段的 10~15 倍[63]，而 Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點的實驗結果似乎也有類似的趨勢。

將應變率為 $1.92 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ (0.01mm/0.521mm/sec)所得到不同溫度狀態下的靜態強度進行曲線嵌合後，便可得到 Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點(含 4 顆直徑 $760 \mu\text{m}$ 錫球)的剪力強度模型，如式(6.5)及式(6.6)：Sn-3.5Ag 剪力強度之溫度函數：

$$F(\text{kgf}) = 1.151 - 0.0039T(^{\circ}\text{C}) \quad (6.5)$$

Sn-4Ag-0.5Cu 剪力強度之溫度函數：

$$F(\text{kgf}) = 1.145 - 0.0037T(^{\circ}\text{C}) \quad (6.6)$$

式(6.5)及式(6.6)的剪力強度模型已經換算成單顆錫球，因此得到的模型為單顆錫球能夠承受的最大強度。而鐸點的剪應力模型則將剪力強度除上鐸墊面積後得到，如式(6.7)及式(6.8)：

Sn-3.5Ag 剪應力之溫度函數：

$$P(\text{MPa}) = 39.934 - 0.1368T(^{\circ}\text{C}) \quad (6.7)$$

Sn-4Ag-0.5Cu 剪應力之溫度函數：

$$P(\text{MPa}) = 39.732 - 0.1282 T(^{\circ}\text{C}) \quad (6.8)$$

以上式(6.5)~式(6.8)的溫度範圍適用於 $25^{\circ}\text{C}\sim 150^{\circ}\text{C}$ 。剪力強度與剪應力模型除了在 75°C 的誤差較大將達到 7.5%左右，其他溫度條件的誤差都約 3%，因此利用剪力強度(剪應力)與溫度($25^{\circ}\text{C}\sim 150^{\circ}\text{C}$)之間的線性關係即可對鐸點的剪力強度(剪應力)進行預估。由圖 6.63、圖 6.64 及強度模型的斜率可看出 Sn-4Ag-0.5Cu 受溫度的影響略小於 Sn-3.5Ag，因此 Sn-4Ag-0.5Cu 的強度隨著溫度升高將會大於 Sn-3.5Ag，可知 Sn-4Ag-0.5Cu 的抗高溫能力優於 Sn-3.5Ag。

由以上提出的模型即可對 $25^{\circ}\text{C}\sim 150^{\circ}\text{C}$ 範圍內的鐸點強度進行預估，有別於剪力推球測試僅將錫球在單邊迴焊至基板鐸墊上，本文亦將錫球經雙邊迴焊後進行鐸點強度測試，因為在實際電子構裝元件內，錫球是以雙邊焊在基板上才可發揮機械支撐、電訊傳遞等特性，因此本文的測試方法與剪力推球相較下將更能符合真實的狀況。另外，由精確的鐸點強度模型可得到不同溫度狀態下的剪力強度，經換算成剪應力後，亦可評估不同尺寸的錫球在構裝元件內所受的應力，並不像剪力推球測試，只考慮錫球迴焊至鐸墊後的強度大於 1kgf(直徑 $760\mu\text{m}$)即可。

將式(4.17)求得的剪應力與剪應變在圖 6.54 及 6.56 之斜率定義為”鐸點剪力模數”以區別一般鐸料均用塊材先求得楊氏模數後再換算成剪力模數。Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 在 25°C 時求得的鐸點剪力模數均約為 230MPa，隨著溫度的上升，鐸點的剪力模數將會變小。由圖 6.54 可看出 Sn-3.5Ag 的鐸點剪力模數似乎對溫度較敏感，溫度升高後其剪力模數的衰減將大於 Sn-4Ag-0.5Cu，反觀 Sn-4Ag-0.5Cu 在溫度超過 75°C 後，鐸點剪力模數便逐漸趨於穩定，受溫度的影響並不大，如圖 6.56。由本文自行定義所求得的鐸點剪力模數出乎意料地遠小於文獻上的數據。表 6.13 為各種鐸料剪力模數之溫度函數總

整理，表上的所有單位均已由原先文獻上的數據經過換算後得到，表格中最後一欄出現的應變率則是因為 Shi 等人[30]和 Pang 等人[42]求得楊氏模數之溫度及應變率函數，因此自行給定符合本文測試條件的應變率(0.01mm/sec/0.521mm)以方便比較。又剪力模數(G)與楊氏模數(E)間的轉換則藉由式(4.18)達成。

歸納本文的”鉸點剪力模數”與文獻上的剪力模數幾乎相差二個等級(order)，原因在於本文是利用真實鉸點直接求得剪力模數，而文獻上卻都經由楊氏模數間接換算得到(給定 $\nu=0.35$)。Pang 等人[42]對 Sn-Ag-Cu 鉸點進行剪力測試，求得鉸點剪應力與本文接近，鉸點斷裂時的剪應變也很大(可超過 100%)，雖然未對鉸點剪力模數進行計算，但本文估算其 25°C 下應力-應變曲線的斜率約為 55MPa，與本文的差異相對小很多，若忽略本文與其使用的錫球成份、尺寸及拉伸應變率的些微差異後，這樣的結果說明本文的鉸點剪力模數是可被接受的。又 Zhang 等人[64]是少數曾利用鉸點試片來求得鉸料的楊氏模數，雖然得到的數據仍大於本文結果，但卻都要比其他文獻小，並且楊氏模數幾乎不受溫度的影響(可見表 6.13 最後一欄)，這與本文得到 Sn-4Ag-0.5Cu 在高溫時的剪力模數幾乎維持不變不謀而合。Zhang 等人雖是使用鉸點試片進行實驗，但畢竟仍不像本文使用真正的錫球鉸點，因此二者得到的鉸點剪力模數自然還是會有差異。

文獻上專門針對鉸點剪力模數的研究相當少，表 6.13 雖然有許多剪力模數模型可供參考，但這些剪力模數卻都是由楊氏模數換算求得，即利用鉸料塊材試片進行拉伸實驗，因此換算後的結果是否就可代表錫球鉸點的剪力模數?由本文結果與文獻相互比較後，發現二者的差異甚大，因此推測剪力模數的顯著差異主要仍是因為鉸點與塊材的機械性質不同所導致。至於兩者間的關係為何雖然已有許多文獻在

探討，但卻都未能提出兩者間的實驗數據該如何相互轉換(包括應力、應變、材料模數、疲勞週次和潛變率的轉換等)，當然這牽涉到許多複雜的問題，因此關於這方面的研究仍有待深入探討。



6.2.2 潛變實驗

潛變的過程在初始時由於材料本身發生應變硬化(strain hardening)，因此將使得應變率逐漸變小，此即為初始潛變。但材料的持續變形又將使材料發生劣化(weakening)而造成應變率增加，因此當材料內部的應變硬化與劣化達到平衡後，材料的應變率就會維持穩定值，此即為穩態潛變。穩態潛變通常是潛變過程中的最主要也是時間最久的階段，一般也都以穩態潛變的過程來描述材料的潛變特性。但當材料的變形達到一定程度後，則會促使其內部加劇劣化，一旦劣化的程度超過應變硬化後則會使得應變率急劇增加最終導至破壞，因此稱加速潛變(第三階段潛變)。

為了避免時效作用對 Sn-3.5Ag 和 Sn-4Ag-0.5Cu 鉚點的潛變實驗產生不穩定的影響，因此將迴焊後的鉚點置於 25°C/1000 小時後才開始進行實驗，希望藉由室溫下的時效作用讓鉚料內部的微結構趨於穩定。又迴焊後的鉚點經 25°C/1000 小時後，其強度與剛迴焊完的強度差異不大，且界面 IMC 的厚度變化也非常小。

潛變實驗分別在 25°C、75°C、125°C 及 150°C 四個溫度下以定負載(constant load)的方式進行，由原點至設定負載的過程以負載控制(load control)及 2kgf/min 的上升率(ramp rate)來達到，每個溫度下均定義 5 個應力等級進行潛變實驗，每一相同條件下的有效試片數為 3 個。實驗結果顯示鉚點的潛變破壞均發生在鉚料上，因此鉚點的潛變行為也可近似為鉚料的潛變行為。

Sn-3.5Ag

在進行潛變實驗前需先定義施加於試片之應力等級，因此可利用 Sn-3.5Ag 靜態實驗的結果(靜態強度平均值)做為決定應力等級之基

準，選取的應力等級介於 0.75kgf~2.75kgf 之間。倘若施加的負載太小則鉛料的變形將不明顯，若施加的負載太大則鉛料沒有足夠的時間表現出穩態潛變，這都會對材料潛變行為的分析造成影響，因此選取適當的應力等級是不容忽視的。

圖 6.65 為 Sn-3.5Ag 在相同溫度/不同應力等級下之潛變曲線比較圖。表 6.14 則為 Sn-3.5Ag 在各溫度/應力等級下求得的穩態潛變率平均值。由圖 6.65(a)可知在 25°C 時，當鉛點受到 2kgf 負載 (17.35MPa) 則潛變變形僅會從初始潛變慢慢演化至穩態潛變，待達到穩態潛變後，因為潛變率相當小所以時間平均超過 70000 秒後(實驗開始啟動為 0 秒)仍未達到第三階段潛變，圖中的時間座標僅取到 50000 秒是避免因時間拉長後不易看出高應力等級的潛變曲線，因此可知在 2kgf 時，Sn-3.5Ag 經過長時間潛變後其內部的劣化程度仍與應變硬化保持平衡因此才未產生加速潛變。雖然圖 6.65(a)中的潛變曲線在負載 2.13 kgf 平均經 70000 秒後尚未發生破壞，但卻可看出會有較大的變形產生，因此待更長的時間後則可觀察到潛變破壞。當負載來到 2.25kgf 後，Sn-3.5Ag 的變形約在 30000 秒時會依次表現出三階段的潛變變形過程，最終並發生破壞，是很典型的潛變曲線。當應力等級再提高後，除了仍可觀察到三階段的變形過程外，發生潛變破壞的時間也明顯變短。圖 6.65(b)在 75°C 時，若鉛點所受的外力為 1kgf 及 1.25kgf，則鉛點的變形雖會緩慢增加，但直到 70000 秒後仍未變化至加速潛變段，只會達到穩態潛變段。若負載增加到 1.5kgf 後，則 Sn-3.5Ag 由初始潛變到加速潛變的過程約在 12500 秒內完成。當負載由 1.5kgf 增加至 2kgf 的過程，鉛點的穩態潛變率將會明顯上升，當然鉛點發生破壞的時間也就明顯縮短。圖 6.65(c)在 125°C 時，若負載超過 1 kgf 後則均可依次觀察到潛變破壞過程。圖 6.65(d)在 150°C 時，一旦負載超過

0.75kgf 後，則 Sn-3.5Ag 發生潛變破壞的時間將大幅減少，當負載來到高應力等級時更會在很短的時間內就發生破壞，因為高溫環境造成鉸點的高應變率使其發生穩態潛變變形的時間很短，隨即就達到加速潛變段而發生破壞。鉸點的高應變率將使得穩態潛變段相當短，因此自然沒有充份的時間發生潛變變形，所以可觀察到高應力等級(1.5kgf 和 1.75kgf)時的破壞變形程度小於其他應力等級。

圖 6.66 為 Sn-3.5Ag 在相同應力等級/不同溫度環境下之潛變曲線比較圖。在 25°C 下並沒有進行低於 2kgf 的潛變實驗是因為應力等級太小不足以造成 Sn-3.5Ag 鉸點有明顯變形。由圖 6.66(a)及表 6.14 可知在 1kgf 時，75°C 時的穩態潛變率很小，而 125°C 時的穩態潛變率則會明顯增大約 14.6 倍，大約平均在 15000 秒後發生 Sn-3.5Ag 的潛變破壞。150°C 的穩態潛變率則較 125°C 增大 8 倍左右，鉸點平均約在 3000 秒後發生潛變破壞。再由圖 6.66 (b)、(c)、(d)可知分別在 1.25kgf、1.5kgf 及 1.75kgf 負載下，溫度由 75°C 上升至 125°C 後穩態潛變率將增大 18~28 倍，而 125°C 升到 150°C 的穩態潛變率僅增加 2~4 倍，因此可知 Sn-3.5Ag 的穩態潛變率在溫度由 75°C 上升至 125°C 的過程將會明顯增大。實驗結果顯示 Sn-3.5Ag 鉸點的潛變特性對於溫度變化相當敏感，此外，高應力等級亦會導致鉸點有明顯的潛變變形，所以溫度及應力等級的增加將導致鉸點的(穩態)應變率增大，而造成鉸點提早發生破壞。

由式(4.10)可知穩態潛變率與應力在(自然)對數座標下之斜率即為應力指數(n)，應力指數的物理意義即為(潛變)應變率對外加應力的敏感度，應力指數愈大則代表對應力愈敏感。利用線性最小平方法(linear least-square method)可得到 Sn-3.5Ag 鉸點之穩態潛變率與外加應力間的關係，如圖 6.67。實驗結果得到 25°C、75°C、125°C 和 150

℃下的應力指數分別為 11.7、8.11、6.37 和 4.31，因此可知應力指數深受溫度的影響，會隨溫度升高而逐漸變小，意即在室溫環境下 Sn-3.5Ag 銲點的穩態潛變率對於外加應力相當敏感，應力等級稍微增加就會造成應變率明顯變大，雖然高溫時的應力敏感度不若室溫，但卻會因為高溫的作用使得銲點有較大的潛變率，總而言之 Sn-3.5Ag 銲點的穩態潛變率會隨溫度及應力等級的增加而變大。

應力指數隨溫度而改變的現象亦可見於 Shohji 等人[29]在潛變測試中得到 Sn-Pb 銲料的應力指數隨著溫度上升將逐漸變小。在溫度達到 120℃的應力指數約為 5.5，這相當接近於純錫材料的應力指數，造成此種現象的原因為 Sn 與 Pb 在高溫時容易發生微結構的粗糙化 (coarsening) 所導致，然而無鉛銲料的應力指數受溫度的影響卻不明顯。Shi 等人[65,66]利用 Arrhenius Power law 求得 63Sn-37Pb 的應力指數介於 3~12 之間，應力指數也會隨著溫度升高而變小，並且除了溫度的影響外也會因為應力等級的改變而有所差異，在高應力等級時的應力指數將大於低應力等級，此種現象稱做 Power law 失效 (breakdown)。

由式(4.10)可知穩態潛變率與溫度倒數在自然對數座標下之斜率即為致動能與氣體常數之比值(Q/R)，又氣體常數是已知常數，所以求出斜率後即可得到發生潛變之致動能。(潛變)致動能的物理意義為材料欲發生潛變所需克服的能障，致動能愈大則代表能障愈高，愈不容易發生潛變。利用線性最小平方法可得到圖 6.68 之斜率即可求得 Sn-3.5Ag 銲點之致動能。由實驗結果可知除了在負載 1.75kgf 下的致動能 44.01KJ/mol 較低外，其他應力等級求出的致動能介於 66.57 KJ/mol~74.83KJ/mol 之間，應力等級愈大自然愈容易發生潛變，因此致動能隨著應力等級增加而變小是相當合理的。

本文利用 Arrhenius Power law 求得 Sn-3.5Ag 的應力指數 (4.31~11.7) 深受溫度的影響，致動能也會因為應力等級的不同而有所差異 (44.01KJ/mol~74.83KJ/mol)，兩者均非固定常數。若改用式(4.11) 的 Dorn 方程式進行曲線嵌合則可看出穩態潛變率與應力間的關係仍為應力指數，但與 Arrhenius Power law 不同的是 Dorn 方程式中的應力需再經過剪力模數(G)的正規化(normalized)。若能藉由適當的潛變模型來得到與溫度/應力等級無關的應力指數/致動能，那麼將有助於鉰點潛變特性的分析。除了 Dorn 方程式常被使用外，許多文獻均利用雙曲線正弦函數(式 4.14)進行鉰料潛變行為分析，結果發現雙曲線正弦函數可適當地表現出鉰料在高、低應力的潛變行為，且得到的應力指數及致動能均為固定值，並不像 Power law 在高應力狀態下會有失效的狀況發生，因為雙曲線正弦函數在低應力等級時，函數的型態將會近似 Arrhenius Power law，而在高應力等級時則呈現指數函數的型式。本文除了使用 Arrhenius Power law 外，亦將藉由 Dorn 方程式和雙曲線正弦函數來描述鉰點的潛變行為。但 Dorn 方程式和雙曲線正弦函數中都存在與溫度相關的剪力模數，因此需先決定剪力模數後，才能繼續進行潛變模型的建立。由於無鉛鉰料的主要成份為錫，至少都佔了 90%以上的比例，所以往往將純錫的剪力模數視為無鉛鉰料的剪力模數，至於先前自行定義的”鉰點剪力模數”在未被驗證前，本文仍選用文獻[67]中的純 Sn 剪力模數做為模型建立所需的參數，如式(6.9)：

$$G(\text{MPa})=16302-40.5T(^{\circ}\text{C}) \quad (6.9)$$

Sn-3.5Ag 鉰點的潛變數據經 Dorn 方程式及雙曲線正弦函數嵌合後分別可得到如圖 6.69、6.70 的主潛變曲線(master curve)，應力指數及致動能如表 6.16。表 6.17 為各文獻上 Sn-3.5Ag 應力指數及致動能之總

彙整，包括實驗試片的型態與嵌合函數的模型公式全都一併整理在表格內，可做為 Sn-3.5Ag 潛變分析時的重要參考資料。本文的試片型態為真正的錫球鉅點，將其歸類為鉅點試片(joint)，也一併列入表 6.17。

在 Sn-3.5Ag 共晶系統中，大多數的 Ag 會以 Ag_3Sn 的形式散佈於 Sn 基材中(Ag 在 Sn 中的溶解度很低)，這些細微的 Ag_3Sn 就如同散佈的粒子足以阻礙差排的滑移和爬升，因此 Sn-3.5Ag 的潛變機制取決於差排能否爬升越過散佈的硬化粒子而造成變形。Darveaux 等人[43]將鉅點潛變實驗結果經主潛變曲線嵌合後得到 Sn-3.5Ag 鉅點的應力指數為 5.5，說明 Sn-3.5Ag 鉅點的潛變變形機制為差排爬升所主導。Wiese 等人[39]比較 Sn-3.5Ag 塊材及覆晶鉅點的潛變實驗結果得到塊材的應力指數為 4.75，而覆晶鉅點的應力指數為 11，造成應力指數明顯差異的原因可用兩種材料有不同的潛變強度增量(σ_{th} , creep strength increment)來解釋，潛變強度增量的概念如同門檻應力。既然覆晶鉅點在固化時(solidification)的冷卻速率高於塊材，因此覆晶鉅點可能含有數量多且小的 Ag_3Sn 析出物(precipitates)，而塊材含有數量少但較大的 Ag_3Sn 析出物，在 Ag_3Sn 體積比相同的情況下，數量多且小的 Ag_3Sn 似乎更能阻礙差排的移動，所以覆晶鉅點的潛變強度增量大於塊材，經推論後得到潛變強度增量愈大則會有較大的應力指數。鉅點與塊材冷卻速率的不同將導致鉅料內部的微結構產生變化，因此析出強化材料(如 Sn-3.5Ag)的材料性質深受冷卻速率的影響，當冷卻速率愈快時，Sn-Ag 鉅料內部將形成更細緻(finier)的 Ag_3Sn [14]。

Sn-4Ag-0.5Cu

Sn-4Ag-0.5Cu 潛變實驗的應力等級也以 Sn-4Ag-0.5Cu 的靜態強度做為基準，選取的應力等級如同 Sn-3.5Ag 銻點介於 0.75kgf~2.75kgf 之間。

圖 6.71 為 Sn-4Ag-0.5Cu 在相同溫度/不同應力等級下之潛變曲線比較圖。表 6.15 則為 Sn-4Ag-0.5Cu 在不同溫度/應力等級下所求得的穩態潛變率平均值。如圖 6.71(a)在 25°C 時，銻點在 2kgf 及 2.13 kgf 的潛變變形僅會從初始潛變慢慢演化至穩態潛變，待達到穩態潛變後因為潛變率相當小，所以當時間平均超過 60000 秒(實驗開始啟動為 0 秒)以後仍未演化至第三階段潛變，可知在低應力等級下，材料經過長時間潛變後其內部的劣化程度仍與應變硬化保持平衡因此並未產生加速潛變。但當負載超過 2.25kgf 後，Sn-4Ag-0.5Cu 最終會發生潛變破壞。圖 6.71(b)在 75°C 時，若銻點所受的外力為 1.25kgf 及 1.5kgf 時，銻點的變形雖然繼續增加，但直到時間平均超過 70000 秒後仍未演化至加速潛變段，只會達到穩態潛變段。但若負載增加到 1.75kgf 後則 Sn-4Ag-0.5Cu 由初始潛變到加速潛變最終並發生破壞的過程約在 33000 秒後完成。當負載由 1.75kgf 增加至 2kgf 的過程，銻點的穩態潛變率會急遽上升，因此銻點發生破壞的時間也會來愈短。圖 6.71(c)在 125°C 時，若負載超過 1.25kgf 後，則銻點的穩態潛變率將急劇增加。圖 6.71(d)在 150°C 時，只要負載超過 0.75kgf，則 Sn-4Ag-0.5Cu 銻點均會在 15000 秒內發生潛變破壞，負載達到 1.75kgf 時更是在 500 秒後即發生破壞。極短的破壞時間主要是因為高溫環境造成銻料的高應變率，因此在很短的時間內便導致很大的變形而造成銻料斷裂發生破壞。實驗結果可知 Sn-4Ag-0.5Cu 的潛變曲線深受溫度及應力等級的影響，溫度及應力的增加將使得(穩態)應變率變大，銻點的破壞時

間也會因此變短。

圖 6.72 為 Sn-4Ag-0.5Cu 在相同應力等級/不同溫度條件下之潛變曲線比較圖。表 6.15 則為 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點的穩態潛變率平均值。如圖 6.72(a)可知在 1.25kgf 時，75°C 的溫度條件下銲料的穩態潛變率相當小，而 125°C 時的穩態潛變率則會明顯增加約 45 倍，大約平均在 13000 秒後銲料的變形開始進入加速潛變段，最終會造成 Sn-4Ag-0.5Cu 的破壞。150°C 的穩態潛變率則較 125°C 增加 2.84 倍左右，銲料平均約在 3000 秒後會完成整個潛變變形的過程最終並產生破壞。再由圖 6.72(b)、(c)及表 6.15 可知在 1.5kgf 及 1.75kgf 時，溫度由 75°C 上升至 125°C 後穩態潛變率也會隨之增大 40~50 倍，而 125°C 升到 150°C 後，穩態潛變率大約僅增加 2 倍。在 25°C 下並沒有進行低於 2kgf 的潛變實驗是因為應力等級太小不足以使得銲料有明顯的潛變變形。圖 6.72(d)在 2kgf 時，溫度由 25°C 上升至 75°C 時穩態潛變率甚至增加 250 倍，而由 75°C 上升至 125°C 後則穩態潛變率則變大約 5 倍。由實驗結果可知在 25°C 下 2kgf 的負載影響銲料的潛變變形相當有限，因此應變率相當小，但一旦溫度升高後則會使得應變率急遽上升，意即 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點的潛變行為對於溫度的變化相當敏感，所以可知構裝元件內的銲點處在工作溫度時，將會因高溫作用而受到相當程度的潛變變形。

由式(4.10)經線性最小平方法可得到 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點之穩態潛變率與應力間的關係，如圖 6.73。實驗結果得到 25°C、75°C、125°C 和 150°C 下的應力指數分別為 12.3、10.83、6.83 和 4.19，可知應力指數深受溫度的影響，當溫度升高後應力指數將逐漸變小，此種趨勢與 Sn-3.5Ag 銲點相同，而 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點的穩態潛變率也會隨溫度及應力等級的增加而變大。

由式(4.10)並利用線性最小平方法可得到 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點之致動能，如圖 6.74，可看出在不同應力等級下之斜率並無明顯變化，求出其致動能介於 71.69 KJ/mol~80.03KJ/mol 之間。因此 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點的致動能對應力等級並不非常敏感，而 Sn-3.5Ag 致動能受應力等級的影響則略大於 Sn-4Ag-0.5Cu。

利用 Arrhenius Power law 求得 Sn-4Ag-0.5Cu 的應力指數 (4.19~12.3)深受溫度的影響，致動能也會因為應力等級的不同而有些微差異(71.69~80.03KJ/mol)，兩者均非固定常數。為了增進潛變分析時的便捷性，如同 Sn-3.5Ag 也採用 Dorn 方程式和雙曲線正弦函數來求得一組固定的應力指數及致動能。Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點的剪力模數仍選用文獻[67]的純 Sn 剪力模數，式(6.9)，Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點的主潛變曲線嵌合結果如圖 6.75 及 6.76，應力指數及致動能如表 6.18。表 6.19 為各文獻上 Sn-4Ag-0.5Cu 的應力指數及致動能之總彙整，可做為 Sn-4Ag-0.5Cu 潛變分析時的重要參考資料，本文的結果也一併列入。

6.2.3 Sn-3.5Ag 與 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點潛變機制

藉由探討應力指數及致動能所對應的潛變機制將有助於了解無鉛鐸點的潛變特性，以下將綜合本文得到的結果與相關文獻上提及的觀點做整合性的論述。

由表 6.14 及 6.15 比較無鉛鐸點的穩態潛變率後可發現，Sn-3.5Ag 鐸點的潛變率始終都大於 Sn-4Ag-0.5Cu，因此可知 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點有較佳的潛變阻抗，此與 Wiese 等人[39]得到 Sn-Ag-Cu 的高溫潛變阻抗優於 Sn-3.5Ag 的結果相同。Sn-3.5Ag 及 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點均在鐸料內部散佈著細微的 Ag_3Sn ，此種析出物可阻礙差排的滑移和爬升，因此無鉛鐸料通常比 Sn-Pb 鐸料更能抵抗潛變變形。Yang 等人[35]也指出在純 Sn 中加入 Ag 後將可提升鐸料的潛變阻抗，因為 Sn-Ag 鐸料內的 Ag_3Sn 可阻礙差排滑移和爬升。Joo 等人[36]由實驗證明在 Sn-3.5Ag 內添加 Cu 後將可增強潛變阻抗。在 Sn-3.5Ag 內添加 Cu 除了可增強潛變阻抗外，還可降低 Sn-Ag 鐸料的熔點和改善其潤溼性，甚致當焊接至表面處理或 UBM 上的 Cu 導線時，更可以減少 Cu 的消耗量進而提升鐸點可靠度，因此 Sn-Ag-Cu 鐸料在應用上比起 Sn-3.5Ag 可說有過之而無不及。Guo 等人[37]指出 Ag_3Sn 對於提升鐸料的潛變阻抗扮演著重要的角色。就 Sn-3.5Ag 和 Sn-4Ag-0.5Cu 的微結構組成來看，可發現其差異並不大，但由於 Sn-4Ag-0.5Cu 的鐸料內部還有少許的 Cu-Sn IMC 生成，因此可再略為提高 Sn-4Ag-0.5Cu 的潛變阻抗。本文 Sn-4Ag-0.5Cu 鐸點潛變阻抗高於 Sn-3.5Ag 的原因或許與 Sn-4Ag-0.5Cu 內部存在著 Cu-Sn 化合物相關。Wiese 等人[39]指出 Sn-Ag-Cu 覆晶鐸點試片求得的穩態潛變率會遠小於由塊材試片得到的穩態潛變率，這是因為 Sn 基材中存在著 η - Cu_6Sn_5 的微細析出物(5nm 和 50nm)，此種粒子會成為差排移動時的阻礙物，因此覆

晶銲點的潛變阻抗遠較塊材大幅提升。由以上觀點可知除了 Sn-3.5Ag 及 Sn-4Ag-0.5Cu 銲料內的 Ag_3Sn 可阻礙差排滑移和爬升外，Sn-4Ag-0.5Cu 銲料內的 Cu_6Sn_5 亦會成為差排移動時的阻礙物，因此本文也得到 Sn-4Ag-0.5Cu 的潛變阻抗高於 Sn-3.5Ag。

一般材料的潛變變形機制通常為差排潛變，差排潛變發生時的應變率與應力間的關係會呈現 Power law 的型式，其斜率即為應力指數，通常介於 3~10 之間。本文利用 Dorn 方程式求得 Sn-3.5Ag 及 Sn-4Ag-0.5Cu 銲點的應力指數分別為 6.67 和 7.62，潛變率與應力間存在著 Power law 的關係，且應力指數也符合定義的範圍，所以可知銲點潛變變形的機制為差排潛變，圖 4.6(4.3 節)。又對照圖 4.10 可知應力指數也符合區域三的範圍，Grivas 等人[53]研究發現區域三的變形是由差排爬升和滑移所造成，因此可再次證明本文無鉛銲點的潛變變形機制為差排滑移及爬升所主導。

Darveaux 等人[43]由銲點實驗得到 Sn-3.5Ag 的致動能為 38.5kJ/mol(0.4eV)遠小於發生晶格擴散(106.13 kJ/mol)或差排管道擴散(63.68 kJ/mol)所需克服的致動能。造成差異的原因為 power law 失效約發生在應力等級為 $\tau/G=10^{-3}$ ，既然有部份的實驗結果位在 power law 失效的範圍，因此致動能會受到外加應力的影響，才造成 Sn-3.5Ag 銲點的致動能與管道擴散及晶格擴散有所差異。Yang 等人[35]也求得 Sn-3.5Ag 發生潛變的致動能為 50.96kJ/mole(對應力不敏感)，此值遠小於由 Mohamed 得到在純 Sn(單晶)中發生自身擴散的致動能 93.58kJ/mole(22.35kcal/mole)，而 Breen 等人[68]指出多晶錫(pure polycrystalline tin)發生潛變之致動能會因溫度的不同而有所差異，高溫時(423~497K)的致動能為 108.86kJ/mole，低溫時(293~373K)的致動能為 46.06kJ/mole。Breen 等人解釋潛變與自身擴散兩者致動能的差

異是由於單晶錫擴散時的高異向性(high anisotropy)，因此多晶錫特有的晶粒方向(specific grain orientation)將使其致動能介於兩值之間。Yang 等人[35]的實驗結果雖然和 Breen 等人[68]在低溫下求得的致動能相近，但是兩者的溫度範圍卻不符合，又 Yang 求得 Sn-3.5Ag 塊材之致動能約為自身擴散的一半，因此推測其主要潛變機制為晶界擴散或差排管道擴散。Shohji 等人[29]求得 Sn-3.5Ag 及 Sn-3.5Ag-0.75Cu 發生潛變之致動能分別為 46.6 與 47.3kJ/mol，這遠小於 Sn 發生晶格擴散的致動能(102 kJmol⁻¹)，反而較接近管道擴散的致動能，又管道擴散與滑移機制息息相關，因此可知滑移潛變機制將會主導無鉛鉛料的潛變行為。Adeva 等人[69]得到純 Sn 發生潛變之致動能為 35KJ/mol，應力指數為 6，純 Sn 的潛變機制與管道擴散引起的滑移機制相關。

由以上文獻提及的結果可知純 Sn 中發生自身擴散的致動能約為 93~108KJ/mol，而發生管道擴散的致動能約為自身擴散的一半。本文利用 Dorn 方程式和雙曲線正弦函數得到 Sn-3.5Ag 及 Sn-4Ag-0.5Cu 鉛點的致動能分別為 37.55KJ/mol 和 43.5KJ/mol，因此可知潛變機制為管道擴散所主導。雖然管道擴散與滑移機制相關，但除了差排滑移外，差排的爬升亦是影響潛變機制的重要因素，因為鉛料內部的 Ag₃Sn 及 Cu-Sn(Cu₆Sn₅)析出物均為發生潛變變形的阻礙物，這些析出粒子一般來說都很硬，因此差排要將其切割(cutting)後通過並不容易，所以差排藉由爬升越過(bypassing)這些粒子，然後才繼續產生變形，由此可知本文無鉛鉛點的潛變機制也與差排爬升有關。本文求得的 Sn-4Ag-0.5Cu 鉛點致動能略高於 Sn-3.5Ag，這是因為既然 Cu-Sn IMC 只見於 Sn-4Ag-0.5Cu 鉛料內，又 Cu-Sn IMC 也是差排移動時的阻礙物，因此會使得 Sn-4Ag-0.5Cu 的潛變阻抗高於 Sn-3.5Ag。

6.2.4 鋅料塊材與鋅點的差異

Raeder 等人[41]得到在相同應力等級下，鋅點試片的穩態潛變率遠小於塊材試片。Wiese 等人[39]指出 Sn-Ag-Cu 覆晶鋅點試片求得的穩態潛變率遠小於由塊材試片得到的穩態潛變率(即鋅點有較高的潛變阻抗)。已有許多文獻說明鋅點與塊材的性質完全不同，又本文在 6.2.1 節求得的鋅點剪力模數與文獻上塊材的剪力模數甚至差了二個等級，由此即可知為何鋅點與塊材性質的差異一直都是被拿來探討的議題，造成二者差異的最主要原因來自試片的型態。

塊材的優點為沒有尺寸效應的限制，試片的外形是均勻的(uniform)，也沒有來自鋅墊表面處理金屬的影響。雖然利用塊材試片來求得鋅料的機械性質看似有許多優點，但最重要的致命傷卻在於與實際應用上的鋅點有很大的差異，這也成為塊材試片最常被詬病的原因。本文使用真正錫球鋅點的目的就是希望以最接近真實鋅點的型態來求得鋅點的機械性質。鋅點試片所使用的錫球即為商業用錫球，基板上鋅墊的表面處理是最常見的 Au/Ni/Cu，焊接的過程也是由符合標準製程的迴焊爐來完成，因此求得的鋅點機械性質可說最接近真實狀態。雖然有部份文獻[38,70]亦是利用鋅點試片進行實驗，但其”鋅點”卻非如同本文使用真正的”錫球鋅點”，因此本文的實驗結果更加具有說服力。

就理論力學而言，試片的尺寸效應經過應力-應變正規化後(normalized)並不會有所差異，但研究結果顯示尺寸效應似乎還是會對鋅料的機械性質造成影響，雖然引起差異的原因也可能與 IMC 或尺寸外形是否均勻有關，但尺寸效應的影響仍是不可忽略。Villain 等人[71]利用狗骨頭試片比較小尺寸(直徑 1mm，試片承外受力的體積為 1.8mm^3)及大尺寸試片(直徑 5mm， 785mm^3)的潛變行為，雖然二者求

得的應力指數相近，但小尺寸塊材試片的潛變率卻比大尺寸試片足足大了 25 倍，因此可知鐳料的尺寸效應將對其潛變行為有很大的影響。雖同為塊材試片，但尺寸的不同就造成潛變結果不同，更何況鐳點試片與塊材試片的外形差異更大，若再加上二者本身尺寸上的差異性，則其潛變特性會不相同並不令人意外。

若將尺寸效應的影響考慮在鐳點性質內則又將衍生出另一個問題。本文使用的錫球直徑均為 $760\ \mu\text{m}$ ，是最常用於 BGA 構裝元件內的錫球尺寸，但若構裝體採用 CSP 構裝(Chip Scale Package)，則錫球的直徑可能需要縮小至 $300\sim 400\ \mu\text{m}$ 左右，若更進一步來到 C4 階段(controlled collapse chip connection)，則需直徑約 $100\ \mu\text{m}$ 的鐳料凸塊以完成晶圓級構裝(Wafer Level Package)，因此將直徑 $760\ \mu\text{m}$ 錫球的機械性質套用至直徑 $100\ \mu\text{m}$ 的鐳料凸塊上是否合宜?尺寸效應對兩者的影響有多大?不同的表面處理金屬(或 UBM)是否又將引起鐳料內微結構產生變化，而表現出不同的機械性質?以上種種的問題都是個未知數，但若僅著眼於 BGA 構裝元件內的錫球機械性質，本文得到的實驗數據則完全符合真實條件，然而鐳料塊材卻仍與真實狀況有段差距，因此可以肯定的是，本文的結果將會比鐳料塊材更能代表真實鐳點的機械性質。至於 $760\ \mu\text{m}$ 錫球的機械性質能否直接套用至直徑 $100\ \mu\text{m}$ 的鐳料凸塊上則需要更深入的研究，倘若不能則造成兩者差異的原因為何?尺寸效應、IMC 及表面處理等其他因素都足以影響鐳料的機械性質，更遑論上述二種或二種以上的耦合效應(couple effect)，因此若能逐一地探討每種效應方可求得最精確之鐳料性質，唯此需要龐大的人力及物力，所以建立完整的鐳料性質資料庫將會是最佳的解決途徑。