

第五章 結果與討論

本論文之討論對象為整個 COF 接合結構受到環境因素作用後對其可撓曲性產生影響之情形，以及晶片與基板間接合界面受環境時效作用後材料的破壞特性。本論文討論範圍不只是針對於 ACF 之材料特性做一討論，還包含了組成材料間的影響，也因此後續的實驗結果討論上，是從材料觀點配合整體力學表現來分析探討。由於討論對象為 COF 整體結構，在力學行為的表現上也較為複雜，故僅就一些較明顯的實驗結果做討論，期望本論文的初步結果能對 COF 接合技術在將來的應用設計上能有所貢獻。

5-1 電性質受環境加速測試的影響

在經過不同時間點的環境作用後，在室溫下經由基板 A、B、C 三點中選取兩點所量得的試片線路電阻值變化如表 5-1~5-3 所示，其變化情形如圖 5-1~5-3。從結果可以發現不論是 A-B、A-C 或 B-C 間線路電阻值並未因環境作用而有顯著的改變，僅有略微增減 10^{-2} 歐姆以下的變化發生。從文獻上的研究可以發現，經過環境的時效作用，凸塊與錐墊間接觸電阻 (contact resistance) 值常常相較於未經作用的情況下，有明顯變動的情形。但必須注意的是，文獻中探討的是單一接點凸塊與錐墊間的接觸電阻值變化，與本實驗試片的線路設計方式菊鍊電阻 (daisy chain resistance) 不同。此種線路設計方式主要是為了了解整體封裝體受到外在作用的影響，其電訊傳遞上的變化，並可檢測出不同位置的接點是否有失效的情形發生，與量測單一接點的接觸電阻值討論目的有所差異。由於本論文所使用的試片其電阻量測是採菊鍊電阻線路的設計，且所使用的電阻量測歐姆計其最小位數僅可量測到 10^{-2} 歐姆，因此經過可靠度環境作用後電阻值的變化並不明顯

或是限制於設備的能力而未被查知。

一般來說，影響凸塊-鐳墊間接觸電阻的因素可分為力學作用與化學作用兩種不同的作用機制。就力學作用來看，當受到外在溫度改變的效應，由於各元件材料間熱膨脹係數的不匹配 (CTE mismatch)，造成凸塊-鐳墊接點產生錯位的情形，更進一步可能因錯位產生的摩擦力使得導電粒子的外層導電層磨耗破損，造成接觸電阻升高。另一方面，由於目前使用的導電膠材料組成並未像焊錫 (solder) 材料有一定且統一的組成，故在接合的製程當中，因應不同材料組成的導電膠，在熱壓接合的溫度、壓力與時間三個重要參數上必須經過最佳化 (optimization) 的調整，若所採用的熱壓參數未調整至最佳化，在後續的環境測試上，導電膠層受溫度改變而膨脹，原本熱壓接合時產生的壓應力被釋放，導電粒子與凸塊和鐳墊間沒有辦法繼續維持有效且足夠的接觸面積 (contact area)，亦造成接點電阻上升。由於本論文所使用的試片，所採用的導電膠材料已商品化，性質穩定，且試片熱壓接合的製程參數也經過工研院實驗調整，達到最佳化的效果，因此經環境作用後上述力學行為對電阻改變的影響已降至最低。

就化學作用來看，由於凸塊與鐳墊以及導電粒子的組成大部分是由金屬做為主要成分，異種金屬間電位差不同，加以溫濕環境的影響，會產生所謂的伽凡尼腐蝕 (Galvanic corrosion) 效應。本論文實驗的試片，其晶片凸塊金屬組成為金 (Au)，鐳墊組成為銅 (Cu) 表面鍍金，導電粒子的外層導電層為鍍鎳/金 (Ni/Au)，異種金屬成分差異所產生的腐蝕作用效果並不大，再加上金為一穩定不易氧化的金屬，因此化學作用產生的電阻值變化效應亦相當小。

5-2 可撓曲性受環境加速測試的影響

圖 5-4~5-6 和表 5-4~5-6 是經不同環境老化後的四點彎矩測試結果，所謂的夾頭下壓值指的是上夾頭下壓使得試片線路電阻超過 20 歐姆時的夾頭位移，下壓值越大，代表導電膠接著層與晶片和基板間的接合能力越強，越不容易產生破壞。由試片尺寸以及四點彎矩測試夾具的跨距長度來看，我們可以知道當試片受到四點彎矩外力作用時，整體晶片與基板接著的範圍受到一定值的彎力矩，在晶片最外圍邊緣角落部分為應力集中點，最容易發生晶片與基板撥離的現象，使得線路電阻升高甚至斷路，因此本實驗的測試方式除了可比較出試片的撓曲能力外，也可以進一步探討比較晶片與基板間撥離強度（peel strength）的變化。

5-2.1 經高溫高濕環境作用後的抗彎能力變化

從圖 5-4 結果來看，經過高溫高濕（85°C/85%RH）的作用，在前 50 小時老化後，夾頭下壓值有些微上升的情形，但上升的情況並不明顯；而經過 50 小時作用後，夾頭下壓值明顯的減小，表示試片承受不了太大的彎曲變形即產生電阻上升或斷路的情況，在此同時，我們也可以從實驗結果的標準差除以平均值的比值看出，經過高溫高濕的作用時間越久，實驗結果的數據集中性越好，推斷此現象表示高溫高濕對試片撓曲能力十分具有影響，溫濕作用的時間越久，撓曲能力下降越明顯，晶片與基板越容易被撥離而失效破壞。

5-2.2 破壞機制討論

除了討論試片的彎曲變形外，在本論文中更進一步從破壞斷面的觀察分析，來討論各種加速環境測試下的破壞機制。各個作用時間後

試片撥離部分的光學顯微鏡觀察圖如圖 5-8，先從晶片端破壞面來看，經過了高溫高濕的環境影響後，在晶片端上依然有 ACF 的殘留，但隨著時間增加，ACF 層有類似漸漸透明的情形發生，晶片端的線路圖案隨著時間增加而越來越清晰可見；接著從基板端破壞面看，在基板上晶片撥離破壞後殘留的導電膠隨時間增加而明顯的減少，從作用 300 小時之後的破壞面，可以發現 ACF 幾乎沒有殘留在基板端，到了 1000 小時甚至幾乎沒有殘留的 ACF，從光學顯微鏡的觀察結果我們可以初步推測經高溫高濕作用後試片的撥離破壞機制是由導電膠破壞（cohesive fracture）的破壞模式轉變到導電膠與基板接著界面間的接合強度受溫濕影響而下降的界面破壞模式（interfacial fracture）。

在高溫高濕的環境中，水氣的入侵對高分子結構來說具有相當大的影響。從文獻中我們可以知道當水分子接觸到導電膠與晶片或基板交界時，水分子改變了基板或晶片表面的分子與膠材分子間的鍵結，降低界面強度；另一方面，水分子也會經由擴散進入高分子膠材內，使得膠材內分子鍵結結構變化且體積膨脹，進而改變膠材本身的性質。另外在不同材料間因吸溼膨脹係數（coefficient of moisture expansion, CME）不同，造成體積膨脹的程度不同，在相異材料的結合界面處產生應力變化，形成結構內部應力，加劇結構體受力作用，更由於溫度的加成效應，接合強度下降更明顯，受到撥離外力作用很容易就產生接著面分離破壞的情況。

水氣的侵入，會使得膠材表面變得平滑，因此試片晶片端的破壞面，在光學顯微鏡的觀察下，隨溫濕作用時間的增加，呈現越來越透明的趨勢。從後續的 SEM 圖來看，濕氣入侵而造成平滑破壞面的現象更是明顯。

圖 5-9 是晶片端破壞面利用掃描式電子顯微鏡 (SEM) 照射出來的破壞面圖。從 SEM 圖我們可以看到，一開始未經任何的環境老化時，晶片端導電膠破壞面表現出相當不平整的現象，表示未經任何環境作用下，撥離外力造成導電膠的破壞因膠材本身具有的黏著性與延展性使破壞面呈現類似於延性破壞 (ductile fracture) 的現象，而 SEM 圖所見一粒粒的球狀物質，即為導電膠中的導電粒子。經過了 50 小時和 150 小時的溫濕環境作用，破壞面的情形並沒有太大的變化，導電膠黏著強度變化不大；但在 300 小時作用後，破壞面的延性破壞特徵慢慢的減少，從 300 小時的破壞面 SEM 圖可以看出破壞面不平整的現象減少了許多，幾乎已變為平滑面，且在表面可發現導電膠遭破壞的現象。在 500 小時的 SEM 圖中，幾乎整個破壞面大部份已轉變為平滑的狀態，1000 小時後的破壞面 SEM 圖中可以看到整個破壞面幾乎平滑。

從上述 SEM 圖的觀察，我們可以清楚的瞭解到濕氣對試片接合面接合強度的影響。從破壞面由不平整的延性破壞特徵轉變為平滑面的特徵來看，溫濕作用時間越長，水氣入侵更嚴重，改變了導電膠膠材與基板接合界面的分子鍵結結構，造成導電膠與基板接合強度下降，故呈現平滑的破壞面特徵；從膠材遭受破壞的情形來看，顯示其破壞位置主要是發生在 ACF 與基板間的界面。

綜合以上光學顯微鏡以及電子顯微鏡的觀察，可以更加斷定受溫濕時效作用後，試片接著界面的破壞機制是由導電膠層發生破壞的破壞模式 (cohesive fracture) 轉變到導電膠與基板界面接合強度下降的界面破壞模式 (interfacial fracture)。

5-2.3 經 150°C 高溫時效作用後的抗彎能力變化

接著來探討經過高溫 (150°C) 老化作用後試片撓曲能力的變化。

從圖 5-5 及表 5-5 結果可以發現，經高溫作用時間 100 小時後，試片的撓曲能力有相當顯著的提升，夾頭下壓的平均值達到約 9mm 左右，才會使試片電阻上升，而 300 個小時後，夾頭下壓平均值較 100 小時的平均值並沒有多大變化，作用時間 500 小時後，夾頭下壓平均值開始有了些微的下降，1000 小時又較 300 小時下降約 0.5mm 的平均下壓值。

5-2.4 破壞機制討論

如同在前述高溫高濕部分，此處一樣對經高溫老化後接著部分的破壞機制作一討論。和高溫高濕部分的實驗結果不同，在實驗過程中我們發現，不管在哪個時間點，經過 150°C 高溫老化後，試片首先產生破壞撥離的部分並不是晶片最外圍周圍，而是從晶片與基板線路連接的周圍部分破壞，顯示經過高溫作用後，導電膠本身黏性以及強度有十分顯著的提升，發生電阻上升的主因是因為導電膠將基板上線路拉出破壞而非界面撥離造成。各個作用時間後試片撥離部分的光學顯微鏡觀察圖則如圖 5-10 所示，圖 5-11 則為利用基板上線路被拉出破壞而附著在晶片端的破壞情形。從晶片端破壞面來看，經過了高溫老化的環境影響後，晶片端的破壞面上依然有著相當多的導電膠殘留，其破壞面上的黑色區域，即為導電膠層從晶片上被撥離的部分。相較於高溫高濕實驗部分的光學顯微鏡圖，可以比較出經 150°C 老化後，晶片端破壞面的導電膠層破壞的十分明顯，破壞面明顯比高溫高濕後來得凹凸不平整，且沒有隨老化時間增加而產生膠材透明化的情形。

從基板端來看的話，未經作用到 1000 小時後的破壞面上，如同晶片端破壞面，也是有相當明顯的導電膠殘留，並不像高溫高濕作用後的破壞面有明顯破壞面轉移的現象。從初步觀察結果我們可以大致

推測經高溫老化作用後試片的撥離破壞機制始終保持為導電膠層破壞的模式 (cohesive fracture)。

高分子物理性質的變化，與其分子運動有很大的關聯，而以熱力學的觀點而言，分子運動造成的結構變化即為相變化，環境溫度改變影響高分子的相變化進而對其物理性質產生影響。當溫度升高接近但尚未超過玻璃轉換溫度 (glass transition temperature) 時，此時高分子材料內部分子獲得較多的能量，自由體積 (free volume) 明顯增加，使得分子能做較大規模的運動，材料具有的黏性行為也逐漸增加，彈性行為則逐漸減小。當溫度繼續升高而超過玻璃轉換溫度時，分子獲得的能量及自由體積持續增加。材料具有的黏性行為持續增加，彈性行為則持續減少，材料破壞時所能承受的應變大大的增加，代表發生破壞前吸收的能量即破壞韌度 (fracture toughness) 亦有所增加。

當溫度超過了玻璃轉換溫度而持續上升時，分子鏈間之交纏 (entanglement) 因吸收熱能而逐漸解開，黏性性質越加明顯，但交聯性高分子內部交聯點存在阻擋了分子鏈間的獨立運動行為，當溫度不再上升而老化時間持續增加，分子間交纏滑移的行為達到飽和程度，因此黏性性質並不會持續的增加，直至溫度升高到使高分子材料產生裂解，材料變得較為脆性。

本研究所使用之導電膠玻璃轉換溫度約為 130°C ，高溫老化環境為 150°C ，超過其玻璃轉換溫度。從基板線路被破壞拉出的情形可觀察到膠材黏性有顯著的上升，故試片接合強度也明顯增強，試片能承受較大的彎曲變形而不會使得晶片與基板分離。同時也許是因為試片導電膠層在熱壓接合時並未達到完全固化 (curing) 的程度，因此當超過玻璃轉換溫度的高溫加以作用時，固化程度增加，也是造成接合強度變強的一可能原因。

圖 5-12 是 150°C 老化後破壞面的 SEM 圖，從 SEM 圖中我們可以看到，經過 100 小時後老化作用的破壞面 SEM 圖，其破壞面明顯比未經老化的破壞面來的凹凸不平，延性破壞的特徵十分明顯，膠材看似有受到外力拉拔而遭受破壞的情形，顯示了經過高溫的老化後，膠材黏性上升且強度提高；一直到老化 300 小時後的試片破壞面，試片的延性特徵依然顯著，可見經歷了比玻璃轉換溫度還高的高溫老化後，導電膠本身膠材黏性變強，使得晶片與基板可以不容易受到外力作用造成撥離破壞，因此可以承受著較大的彎曲變形量。而在 500 小時以後，黏性不再增加，從破壞面 SEM 圖可以看出延性破壞特徵較 100 及 300 小時的破壞面減少，可承受的彎曲變形量略微下降。從上述結果我們可以得知，經高溫老化作用後試片的撥離破壞機制始終保持為導電膠層破壞的模式（cohesive fracture）。

5-2.5 經熱循環作用後的抗彎能力變化

經過熱循環（-40°C~125°C）作用後四點彎矩測試的夾頭位移變化如圖 5-6。從結果可以發現，熱循環 100 周次後，試片的撓曲能力增強，夾頭下壓的平均值達到約 7.3mm 左右，而 200 周次後，夾頭下壓平均值開始下降，約為 5.7mm；之後熱循環作用 300 到 500 周次後，夾頭下壓平均值較 200 周次並無太大變化，大約維持 5.6mm~5.9mm。

5-2.6 破壞機制討論

圖 5-13 是利用光學顯微鏡觀察熱循環各個作用時間點後試片破壞面圖。從晶片端破壞面來看，經熱循環後，晶片端的破壞面上依然有著導電膠殘留，但熱循環後破壞面凹凸不平整的情況並不如 150°C 老化後明顯，其破壞面上黑色區域，亦為導電膠層從晶片上被撥離的

部分。

從基板端來看的話，未經作用一直到 500 循環後的破壞面上，也是有相當明顯的導電膠殘留，如同 150°C 老化後的破壞面，熱循環後其破壞面特徵亦不像高溫高濕作用後的有破壞面轉移現象。從初步觀察結果我們可以大致推測熱循環後試片的撥離破壞機制始終保持為導電膠層破壞的模式（cohesive fracture）。

由能承受彎曲變形量的變化情形，我們可以推測經 100 小時熱循環後，晶片與基板的接合強度有些微增強的情形。接合強度在熱循環時效初期會有些微提升的現象，推測是因為雖然試片的接合參數已經過實驗所選取出的最佳化參數進行熱壓接合，但不代表晶片與基板間的導電膠已達到完全固化的程度，因此初始的熱循環時效作用中高溫加熱的區段會使得膠材的固化程度提高，即所謂的後固化（post curing）現象，使得晶片和基板間的接合強度有所增強，但隨著熱循環時間增加，溫度並沒有上升，所能達到的固化程度趨於穩定不再增加，因此能承受的彎曲變形量略為下降，導電膠強度亦減弱。此次研究所採用的熱循環曲線為 -40°C~125°C，最高溫度區段（125°C）並未超過導電膠的玻璃轉換溫度（130°C），故並不像高溫 150°C 老化後會有高分子膠材黏性明顯增加的結果產生造成晶片和基板接合強度增強的效果。

圖 5-14 是熱循環作用後破壞面的 SEM 圖，從 SEM 圖中我們可以看到，經熱循環 100 周次後的破壞面，其破壞面較未經老化的破壞面凹凸不平，亦展現出延性破壞的特徵。如同 150°C 老化後，熱循環後破壞面上的膠材也有類似受到外力拉拔而遭受破壞的情形，顯示膠材強度有些微變強；一直到熱循環 500 周次後的破壞面，其上的延性特徵大幅減少，反而呈現平滑破壞面的脆性破壞特徵，推測是因低溫

的冷凍效果作用，導致材料轉變為偏向脆性材質。從上述結果我們可以得知，經熱循環作用後試片的撥離破壞機制始如同 150°C 高溫老化般始終為導電膠層破壞的模式（cohesive fracture）。

5-2.7 各種環境因素的比較

圖 5-7 是不同環境時效作用下，各時間點夾頭下壓值的比較。我們可以發現在三種不同的可靠度測試環境中，高溫高濕環境對於試片撓曲能力影響最明顯，而高溫作用下反而會使導電膠黏著強度上升，提高試片能承受的彎曲程度，這與高分子材料本身的材料性質受到溫濕度影響改變有關，高溫作用可提高膠材固化程度，增強其黏性，而濕度作用會改變基板與膠材界面間的化學鍵結，降低基板與膠材間的结合強度。雖然外在溫度改變，在不同材料間熱膨脹係數的不匹配會有熱應力產生，造成試片接合強度下降或是電阻上升，但在電阻測試的部分中，試片內部應力變化因素在此部分實驗中並沒有顯著的影響，因此推測導電膠材料本身性質改變的影響作用較試片整體內部應力變化來的顯著。

利用 SEM 對於破壞面來做更微觀的觀察，探討在不同環境因素影響後，破壞斷面的變化。經由不同環境作用後破壞斷面 SEM 圖比較，我們可以看出經高溫老化以及熱循環作用後，晶片端破壞面上有大量導電膠膠材的殘留，破壞面粗糙不平整，同時可以觀察到大量的導電粒子暴露出來，顯示破壞是延著膠材本身。與高溫老化的破壞面不同，經熱循環作用後，破壞面上可看到有許多凹洞與裂縫的產生，並有些許龜裂。這些凹陷與裂縫的存在，推測是因受到外在溫度反覆升降作用後，因熱膨脹係數不匹配加以膠材本身熱脹冷縮，而導致導電粒子與膠材脫離的龜裂現象，同時我們也可以發現導電粒子外層

導電層有剝落破壞的情形發生，由於這些原因，當熱循環作用時間一久後，膠材本身強度下降，試片界面接合強度也受到影響而減弱。而受到溫濕度作用下，破壞面相當平整，表面上有一些水漬，為水氣入侵的痕跡，且由光學顯微鏡的觀察可以發現破壞面是延著基板與導電膠界面，而溫濕作用後的破壞面雖然亦有少許導電粒子與膠材脫離的現象，但並沒有高溫 and 熱循環作用後的破壞面來的明顯。

5-3 在不同環境下的彎矩疲勞行為

在前一部分的實驗中我們了解到溫濕環境的時效作用會對於以高分子材料做為主體的導電膠接著層產生性質上的改變，進而影響試片的可撓曲性，而更進一步的我們將對試片受到反覆外力作用下的撓曲疲勞行為做討論，更整體性的對其撓曲性質做一探討。

在一般疲勞實驗中，進行材料在不同環境下的疲勞實驗前，往往須事先經由實驗得到該環境下材料受到外力與位移間的變化關係，以求得不同環境下材料的彈性位移範圍，方便後續疲勞實驗的實驗參數選取。圖 5-15 為測試試片在本實驗所選取的兩種溫濕環境中，以 1mm/min 與 10mm/min 兩種測試速率進行四點彎矩測試的力量-位移（load-displacement）關係圖，可以發現的是不論在哪一種溫濕環境以及夾頭速率下，位移值達到 3mm 時，皆依然處於支撐用軟性電路板的彈性範圍內，且在位移為 3mm 的情況下，不論是哪種溫濕環境中，試片電阻與起始電阻值相較之下並沒有明顯的升高或是斷路的情形如圖 5-16。為了避免因支撐用電路板產生明顯的塑性變形造成實驗結果的不準確，因此疲勞測試中我們位移控制的峰值位移（peak displacement）為 3mm，位移比（displacement ratio）為 0.1，即表示疲勞的位移範圍為 0.3mm~3mm，振幅（amplitude）為 1.35mm。本

部分實驗主要探討的對象是 COF 試片在不同溫濕環境下撓曲疲勞行為，以模擬其不同環境中使用下，受到外力作用而產生反覆彎曲變形的行為（如手機按鍵受壓彈回的情形），因此在各測試環境中疲勞實驗的位移參數皆保持固定。

表 5-7 與圖 5-17 為兩種不同溫濕環境下，彎矩疲勞測試結果以及分布情形。由結果可以看出，溫濕條件一樣的情況下，測試頻率越高，試片失效的循環數越大，但能經歷疲勞作用的總時間較短；另一方面來看，在同一個測試頻率下，若相對濕度不變，環境溫度越高則試片失效的循環數越小；從分布情形來看，在 85°C/85%RH 的測試環境中，不同測試頻率的試片其疲勞壽命的分布情形較集中；另外當測試環境溫度升高時，低頻下的疲勞壽命值減少幅度則遠比高頻測試減少幅度來的大。圖 5-18 為不同彎矩疲勞測試條件下各試片電阻變化圖。

而在進行彎矩疲勞測試時發現，當試片的電阻上升失效後，將測試機台夾頭歸位回實驗的起始位置，試片電阻值會由原來已斷路的情況下降，恢復成原本實驗前的電阻值，尤其在低頻測試環境下，此種情形更是明顯；但在高頻環境中，就算試片回到原位電阻值卻不會恢復，依然保持斷路的情形，顯示在不同頻率下其電阻上升而斷路的破壞機制有所不同。

從力學的觀點來看，材料受外力作用而產生破壞主要有三階段：初始裂縫生成、裂縫生長、材料破壞。材料內部多多少少有著一些微小缺陷如裂縫的存在，當受到外力作用時，這些缺陷即形成所謂的應力集中點（stress concentration），當受到的外力持續增加，裂縫尖點開始向內延伸，不同的裂縫延伸而互相交會，加成為更大的裂縫，當所形成的裂縫過大，材料受外力便破壞。在導電膠膠材內存在著許多導電粒子，當導電粒子與膠材沒有混和均勻或完全時，便會有許多的

細微缺陷存在，這些缺陷即成為實驗上失效的引發原因，當外力作用頻率低時，裂縫有較足夠的時間生長，若作用頻率較高，當裂縫尚未開始延伸，即被反向作用壓回，因此裂縫成長得較慢，故試片要達到失效的循環數較大，圖 5-19 即為低頻率作用下膠材裂縫成長的情形。此外在負載頻率較低時，導電膠膠材承受相同力量作用的時間較長，承受相同溫度的情況下，對膠材會造成較高程度的潛變負荷，使得接點電阻值受影響而升高，疲勞壽命值較低。

從膠材本身高分子的性質來看，其所展現的機械行為，與受到外力的作用與應變時間有關，在較高的頻率作用下，高分子的鏈狀結構分子反應應變的時間較短，無法使其內部長鏈狀分子有足夠的時間拉伸展開 (uncoiling)，因此表現出較為硬性的行為；而在較低的頻率作用時，分子鏈有較足夠的時間延伸，故所展現出較為柔軟富彈性的性質。圖 5-20 是不同頻率不同環境條件下，試片經彎矩疲勞作用失效後，試片的橫截面圖。由圖中我們可以看出，低頻下凸塊-鐳墊接點間裂縫延伸較完整，但裂縫範圍並不大，凸塊與鐳墊間依然有著相當完好的接觸面積，因此當電阻升高後，試片歸回起始位置時，接點間的電訊便恢復通路，電阻值便下降；另一方面，從高頻作用後的橫截面圖來看，其凸塊-鐳墊接點間裂縫延伸較不完整，顯示高頻作用時間過短無法形成完整的裂縫生長，接點界面延伸到膠材內部的破壞情形十分嚴重，表示高頻短時間的作用，膠材高分子較硬，無法有效的產生應變，電阻斷路主要是因膠材內部破壞而引起，也因此試片回到起始位置後，膠材破壞使得整個導電膠接著層無法使晶片與基板有效連接，電阻無法恢復，圖 5-21 為高頻作用下 ACF 膠材破壞的情形。

而在相同的負載頻率下，溫度與濕度環境對於試片疲勞壽命的影

響亦是十分顯著，推測是因為當溫濕度升高時，晶片、基板、膠材三者間因熱膨脹係數以及吸濕膨脹係數不匹配而造成較大的相對位移和體積膨脹差異，同時濕氣也會侵入膠材內部存在的缺陷中，這些因素皆會連帶的產生應力，造成膠材內裂縫的延伸，或是增加膠材內裂縫的數量，受到外力作用最後導致試片的電阻升高而失效，因此在 $80^{\circ}\text{C}/85\%\text{RH}$ 的環境中，其溫度與溼度造成的效應較 $60^{\circ}\text{C}/85\%\text{RH}$ 來的大，故相同負載頻率下， $80^{\circ}\text{C}/85\%\text{RH}$ 環境中試片的發生失效的循環數較小，也因溫溼效應較大使得不同負載頻率下試片的疲勞壽命值較集中。

