

## 第四章 結果與討論

### 4.1 銲接熱裂性分析

#### 4.1.1 熱循環次數與熱裂敏感性之關係

##### 4.1.1-1 熔融區

圖 4-1 為 6061-T6、6061-T6(H)，圖 4-2 為 7075-T6 及 7075-T6 (H) 鋁合金在不同外加應變、不同熱循環次數之熔融區裂縫總長度之量測結果，研究結果顯示四種鋁合金材料在各種不同之外加應變量下，其熔融區之熱裂縫總長度不會隨著熱循環次數之增加而增加。

在二或三次熱循環之熔融區中包含了母材熔融區及銲道重熔區，如圖 4-3 所示，實驗結果發現此二區之熱裂縫總長度並無明顯之差異，可見經過二或三次熱循環之熔融區在成份及組織上應無太大之差異，圖 4-4 為 7075-T6(H) 鋁合金不同熱循環次數下熔融區之組織，兩者並無太大之差異，因此對其熱裂敏感性並無影響。

##### 4.1.1-2 熱影響區

圖 4-5、4-6 為四種鋁合金在不同外加應變、不同熱循環次數之熱影響區(HAZ)裂縫總長度之量測結果，結果顯示隨著熱循環次數之增加 HAZ 熱裂縫之總長度亦會增加。HAZ 依其位置如圖 4-3 所示可分為母材熱影響區(Base Metal HAZ, B. M. HAZ)及銲接金屬熱影響區(Weld Metal HAZ, W. M. HAZ)，實驗結果發現熱影響區之裂縫大多集中於銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)，如圖 4-7 所示。母材熱影響區(B. M. HAZ)之裂縫在數量及長度上明顯較銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)來得少。圖 4-8 為將四種鋁合金在 3% 之外加應變下熱影響區之裂縫依銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)及母材熱影響區(B. M. HAZ)分別計算，從此圖可看出熱影響區之熱裂縫總長度隨

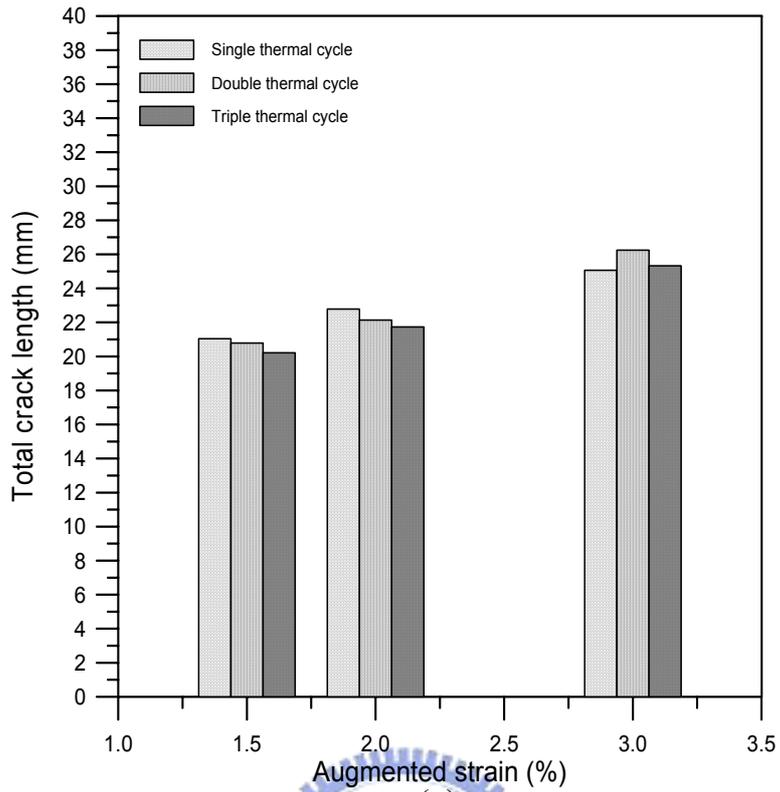
著熱循環次數之增加而增加，且主要集中在銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)，母材熱影響區(B. M. HAZ)之增加量並不明顯。分析其原因可能係經走銲後未經過調質處理即實施點銲所形成之銲接金屬熱影響區，會產生晶粒粗化及析出物在晶界偏析之現象，而有較高的熱裂敏感性，是否有偏析之現象將於後續 EDS 分析中說明。

圖 4-9 為四種鋁合金在二次及三次熱循環下其 W. M. HAZ 之金相組織比較，由圖中發現，6061-T6 鋁合金經三次熱循環之 W. M. HAZ 其晶粒較二次熱循環稍微粗大，其餘材料經二次熱循環及三次熱循環其 W. M. HAZ 之金相組織並無明顯之變化，可見在此區隨著熱循環次數增加而造成較高之熱裂敏感性應與金相組織之改變無關，而是由其他因素所造成。

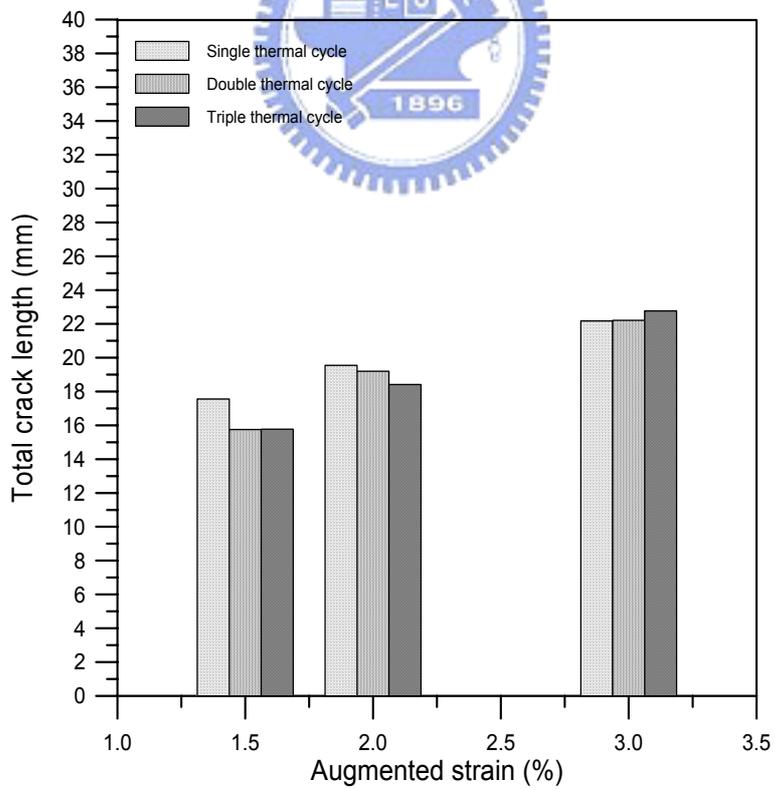
綜上所述，多重熱循環對銲件熔融區熱裂敏感性並無明顯之影響，但對熱影響區卻有顯著之影響，隨著熱循環次數的增加，在熱影響區之熱裂縫會有明顯的成長，其中又以 W. M. HAZ 較為嚴重，而造成此現象與金相組織無關，應有其它因素之存在，此部份需經成份分析才能找出其原因。

#### 4.1.2 外加應變量對熱裂縫之影響

圖 4-10、11 為四種鋁合金在不同之外加應變量及不同之熱循環次數下其裂縫總長度之量測結果。結果顯示四種鋁合金在各種不同之熱循環次數下，其裂縫總長度均隨外加應變量之增加而增加。因為在較大之外加應變量下，銲道及熱影響區均承受較大之拉應力，此應力將使融熔區凝固末期晶界之固體連橋(Solid Network)及熱影響區之液化晶界均產生分離而形成裂縫。就受力之方向而言，與拉應力成垂直之方向因受力最大，所以熱裂縫均集中於此方向(6 及 12 點鐘方向)，與拉應力成平行之方向則無裂縫之產生。

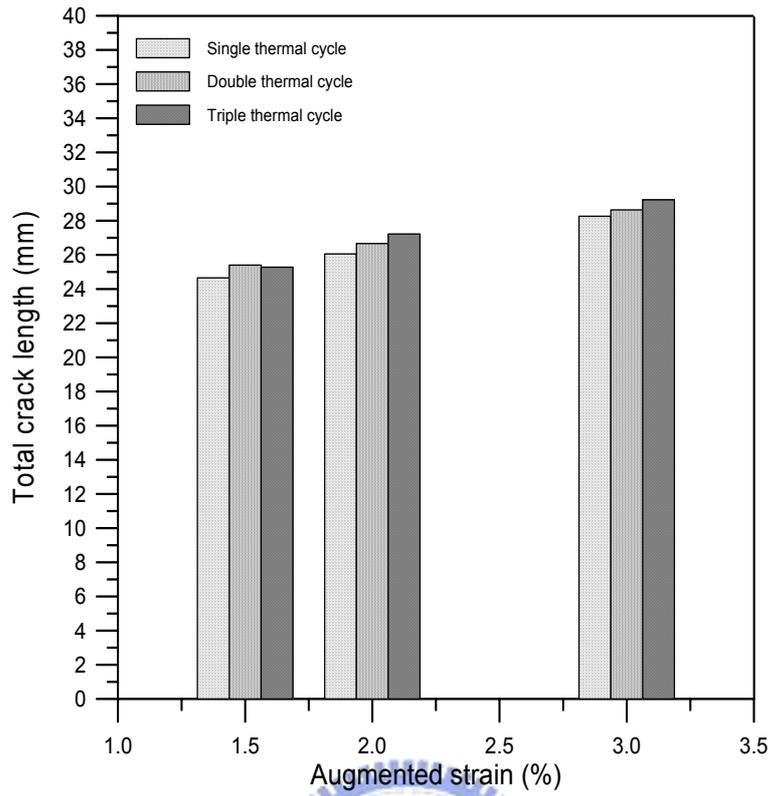


(a)

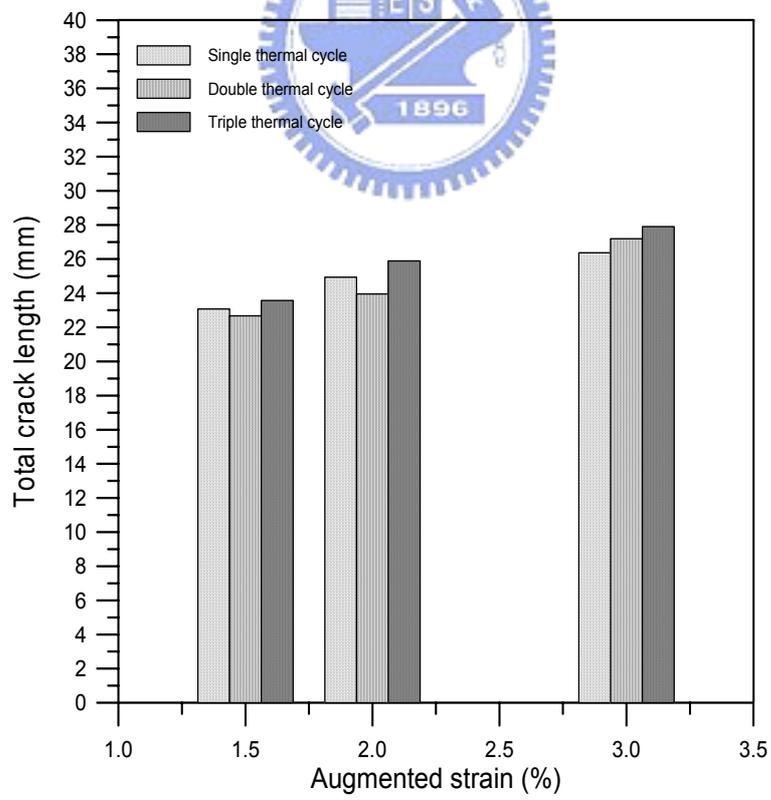


(b)

圖 4-1 熱循環次數對熔融區熱裂縫之影響 (a)6061-T6 (b)6061-T6(H)



(a)



(b)

圖 4-2 熱循環次數對熔融區熱裂縫之影響 (a)7075-T6 (b)7075-T6(H)

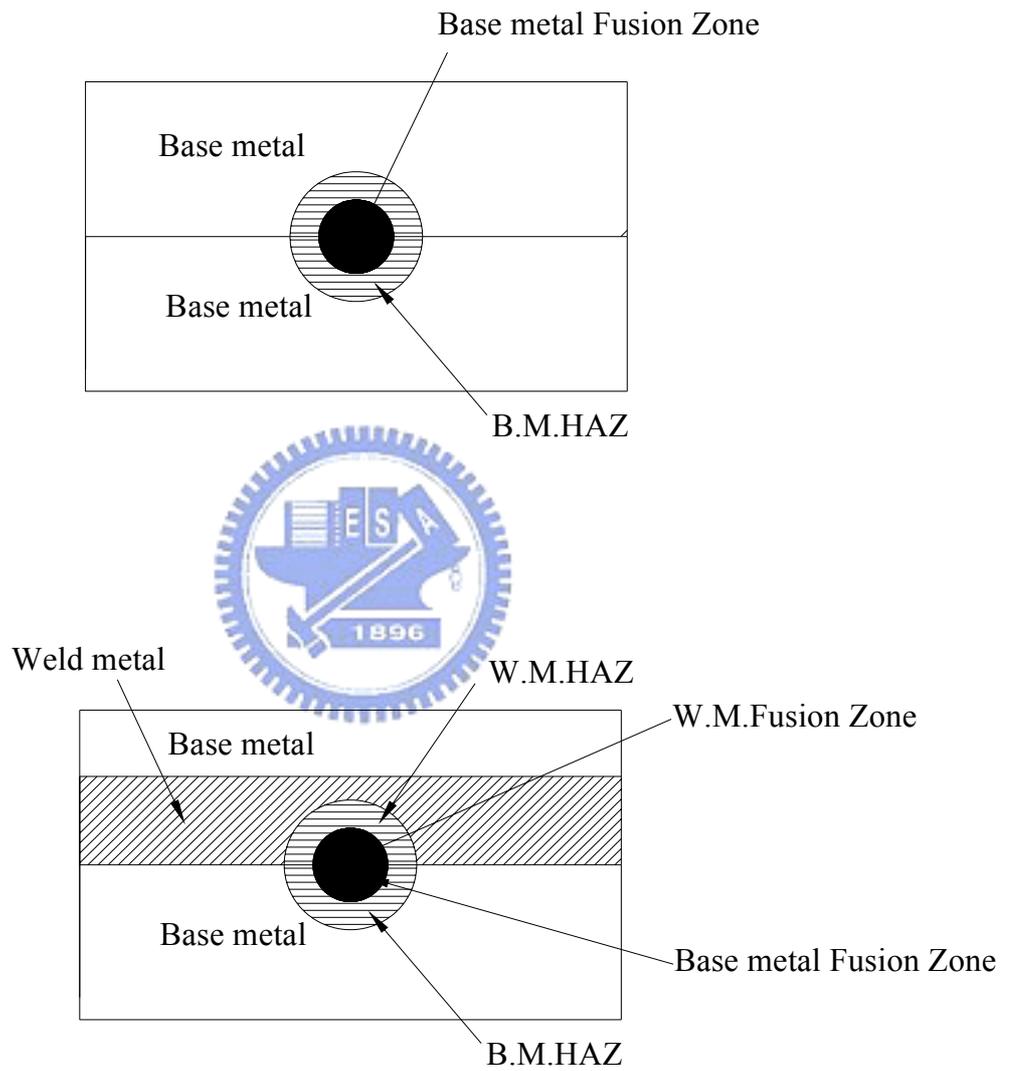
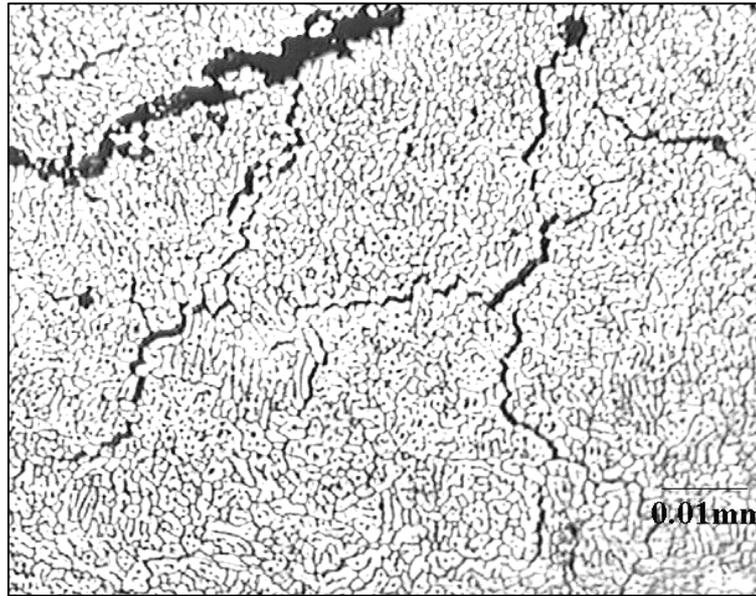
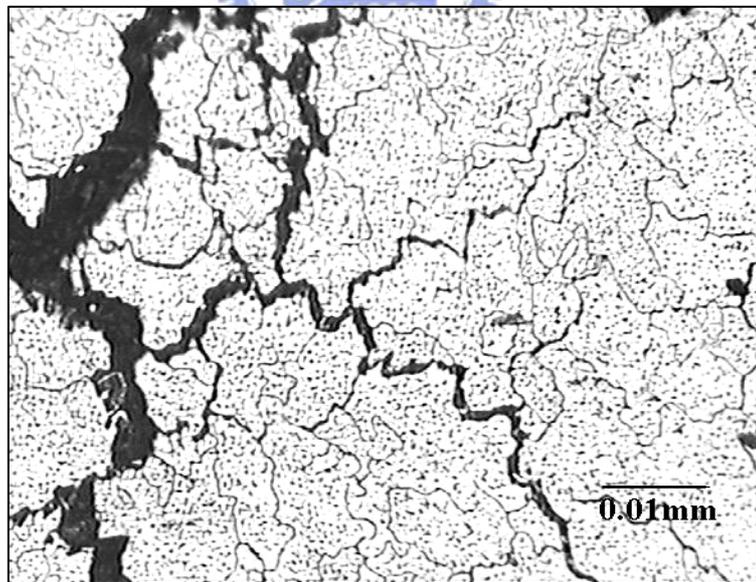


圖 4-3 不同熱循環次數熔融區及熱影響區示意圖



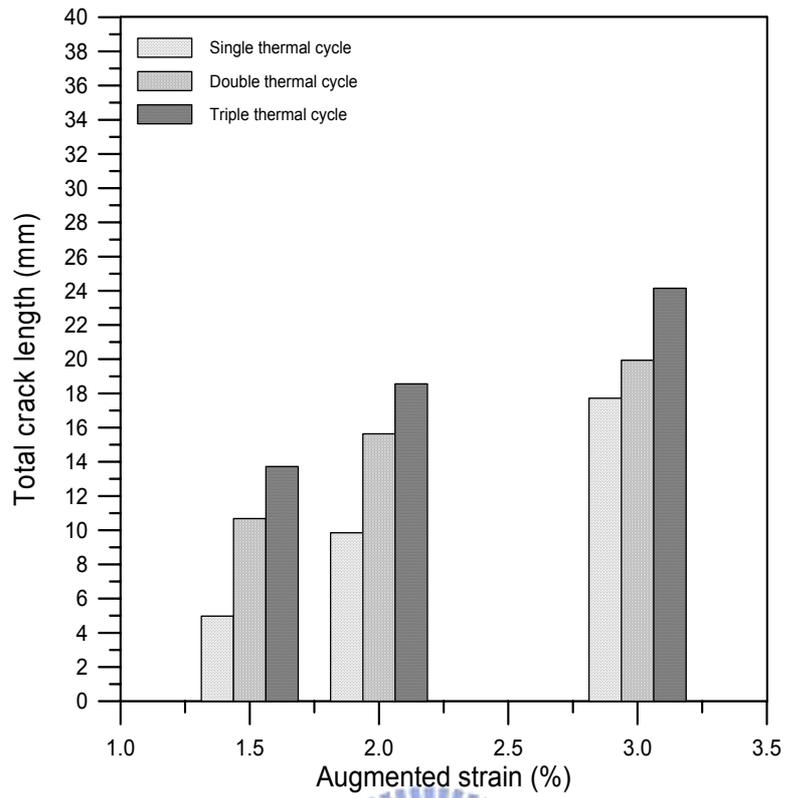
(a)



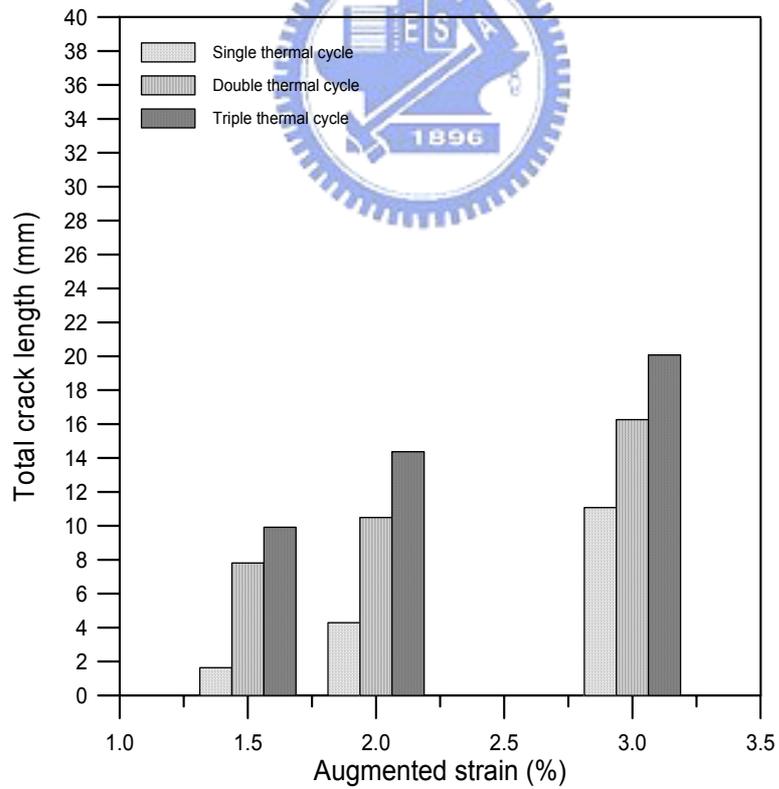
(b)

圖 4-4 7075-T6(H)不同熱循環次數下熔融區之組織

(a)一次熱循環 (b)二次熱循環



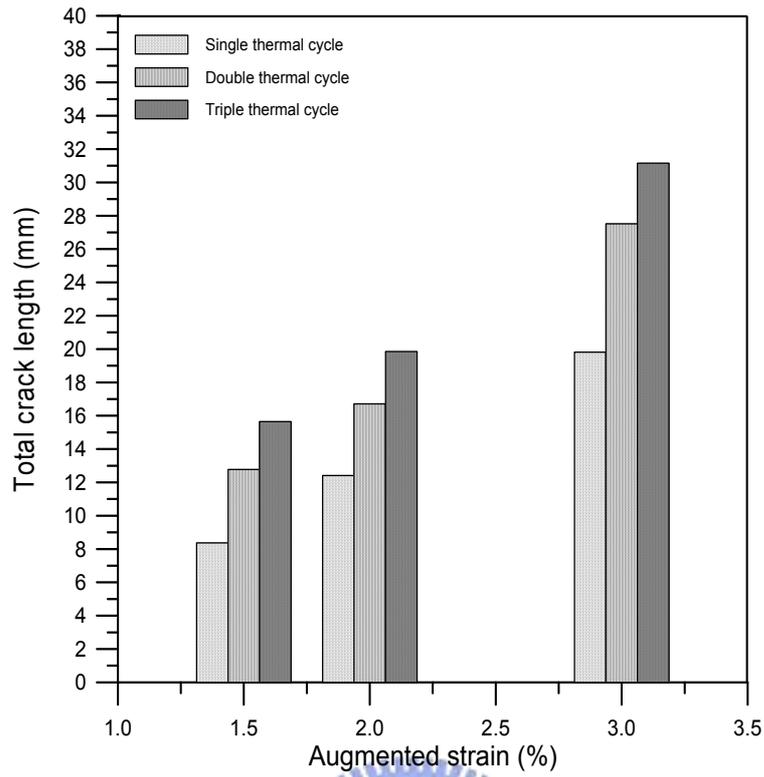
(a)



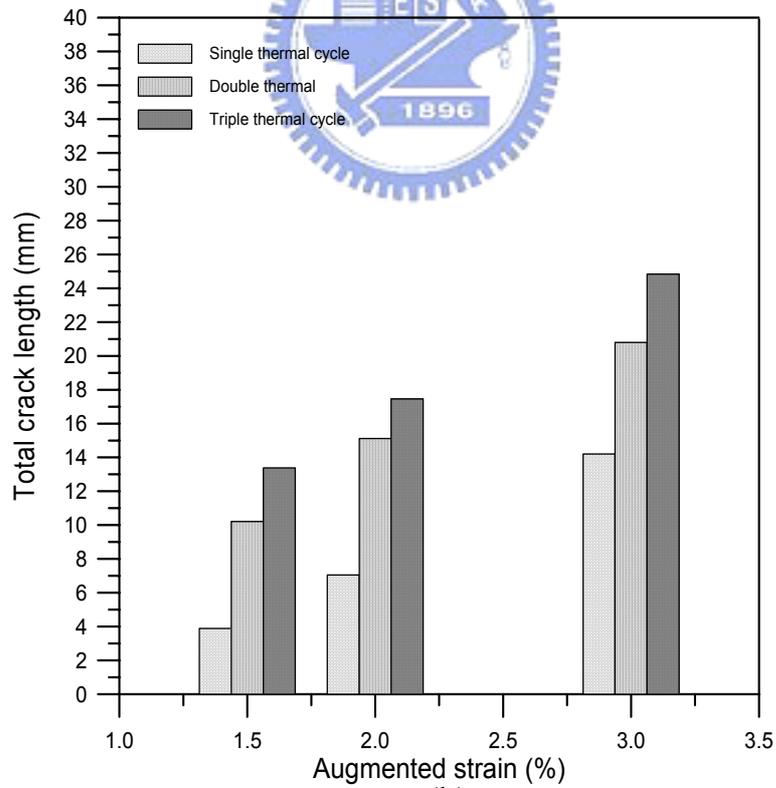
(b)

圖 4-5 熱循環次數對熱影響區(HAZ)熱裂縫之影響

(a)6061-T6 (b)6061-T6(H)



(a)



(b)

圖 4-6 熱循環次數對熱影響區(HAZ)熱裂縫之影響

(a)7075-T6 (b)7075-T6(H)

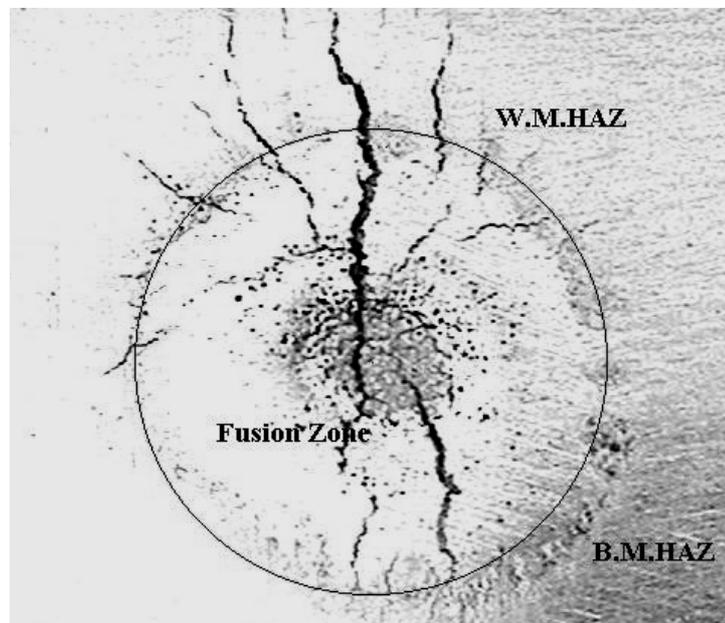
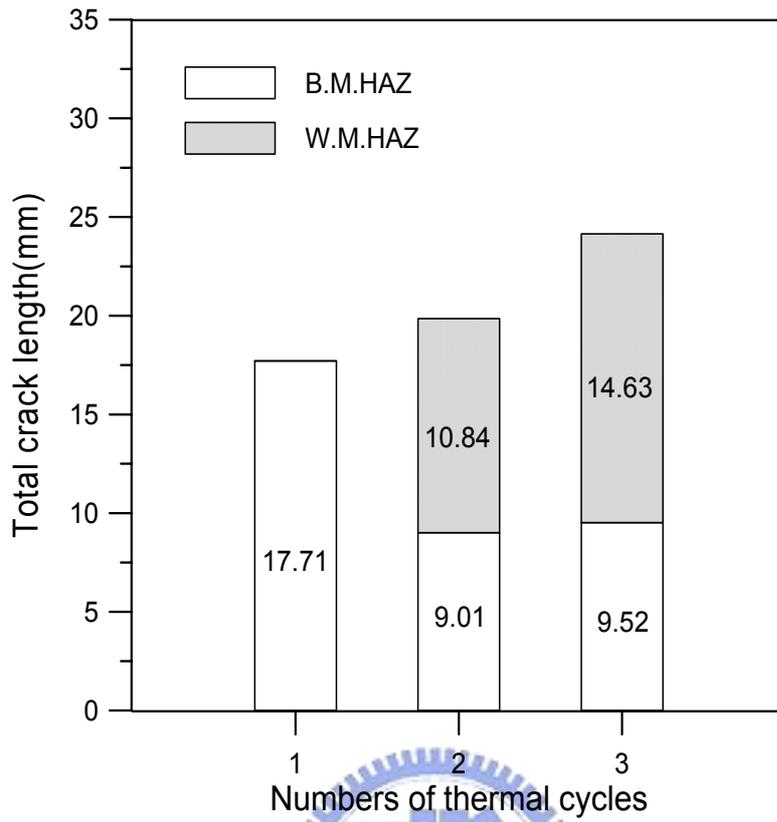
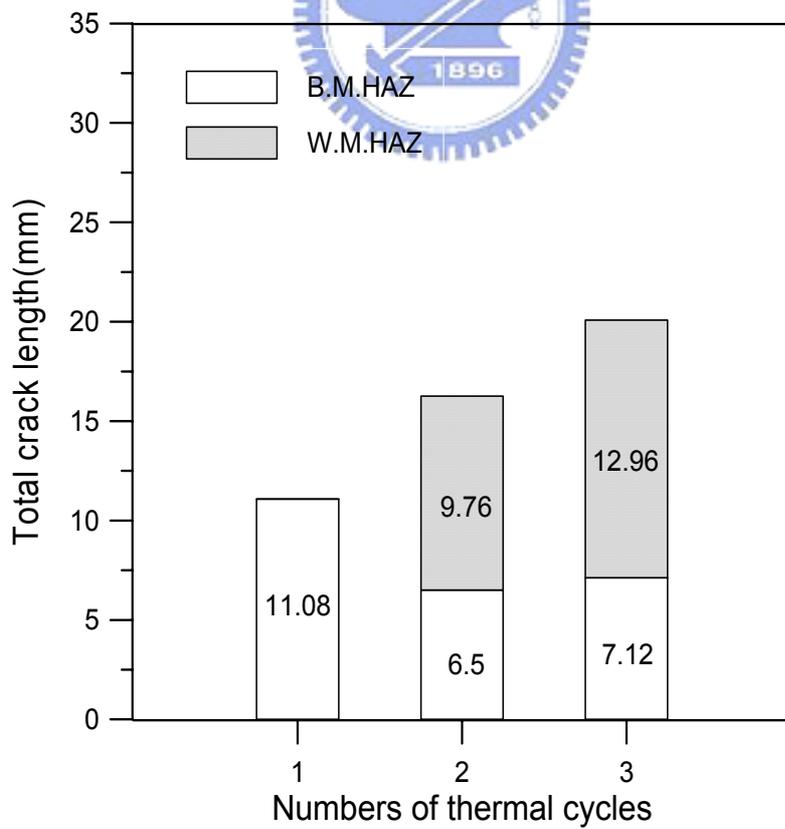


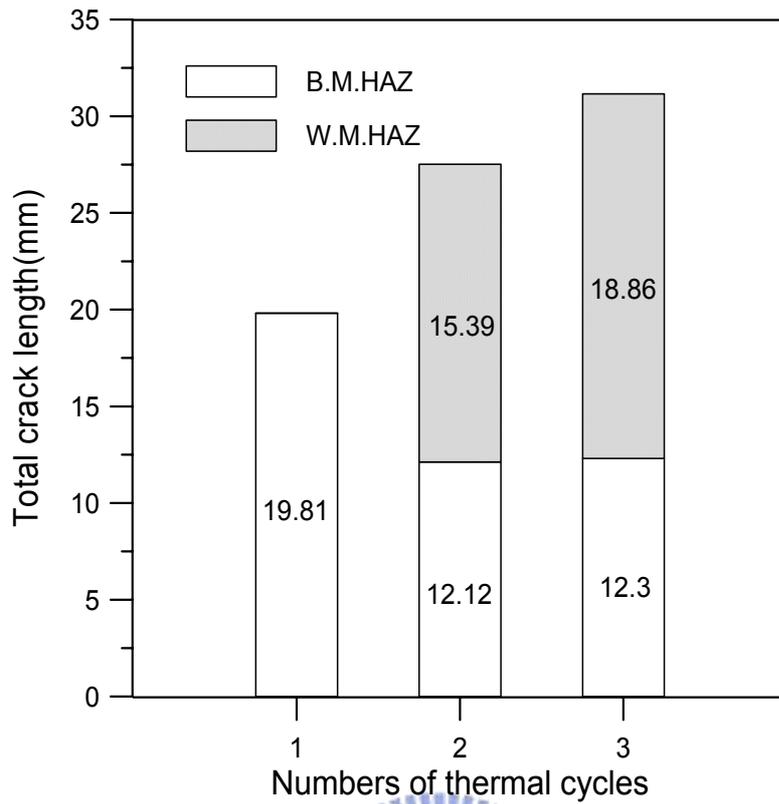
圖 4-7 銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)及母材熱影響區(B. M. HAZ)  
之熱裂縫分佈



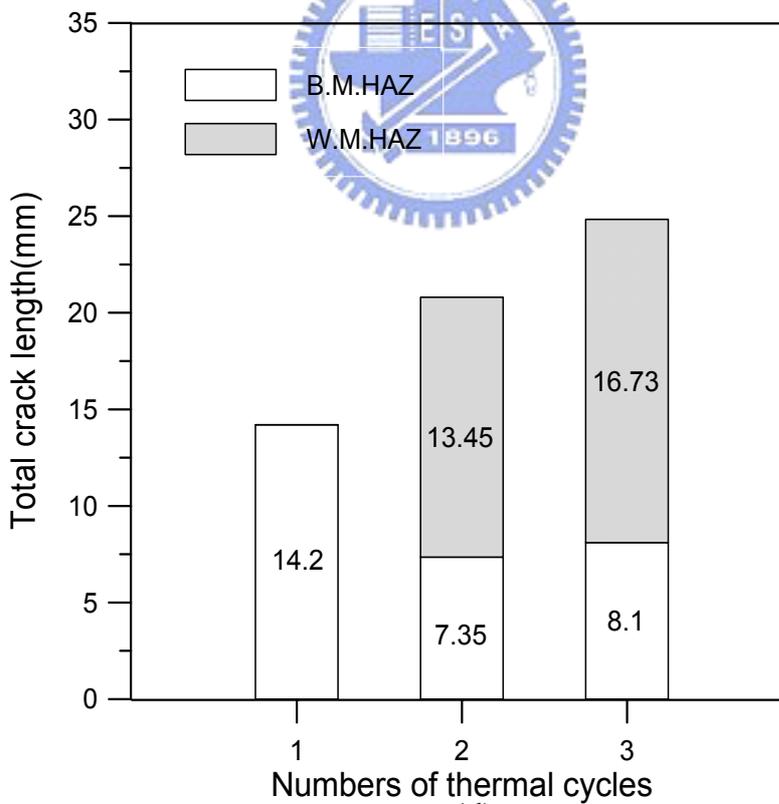
(a)



(b)



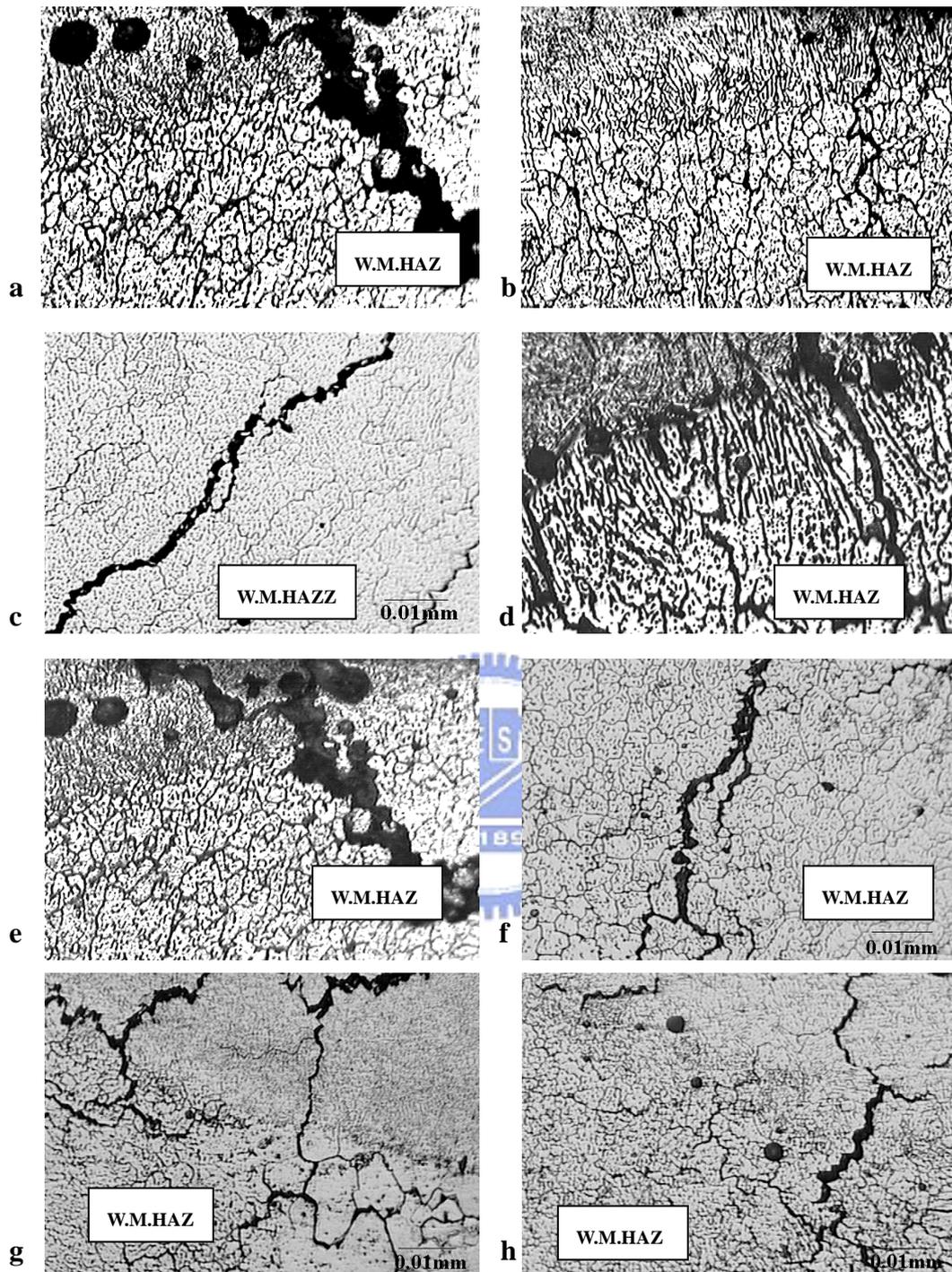
(c)



(d)

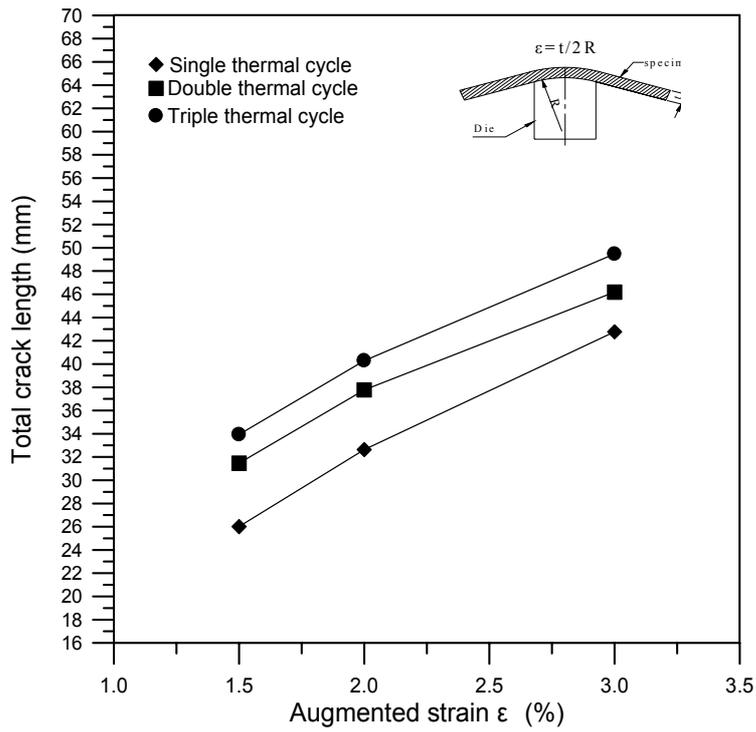
圖 4-8 熱循環次數對熱影響區(HAZ)熱裂縫之影響(3%外加應變)

(a)6061-T6 (b)6061-T6(H) (c)7075-T6 (d)7075-T6(H)

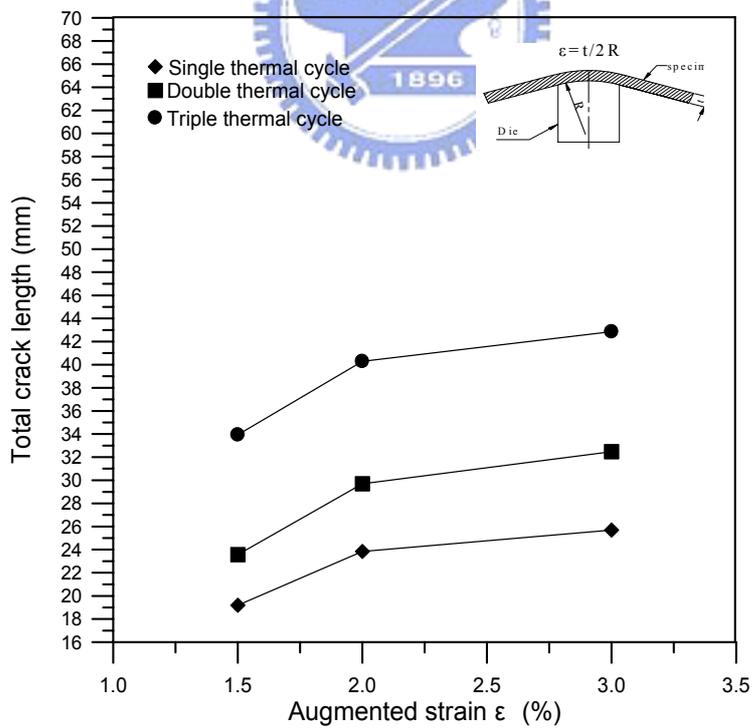


**a.** double thermal cycles 6061-T6; **b.** triple thermal cycles 6061-T6  
**c.** double thermal cycles 6061-T6(H); **d.** triple thermal cycles 6061-T6(H)  
**e.** double thermal cycles 7075-T6; **f.** triple thermal cycles 7075-T6  
**g.** double thermal cycles 7075-T6(H); **h.** triple thermal cycles 7075-T6(H)

圖 4-9 四種鋁合金在二次及三次熱循環下銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)組織

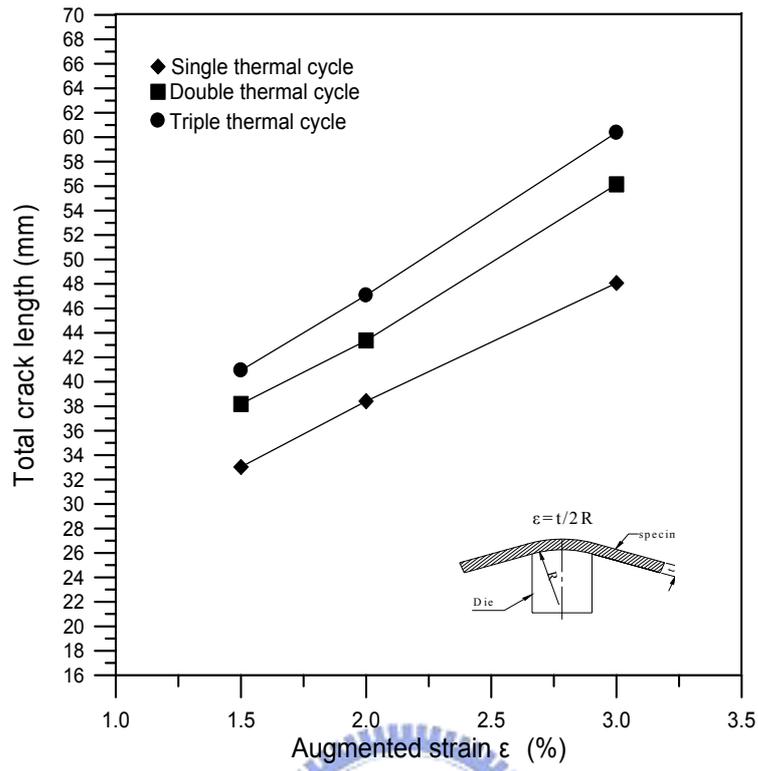


(a)

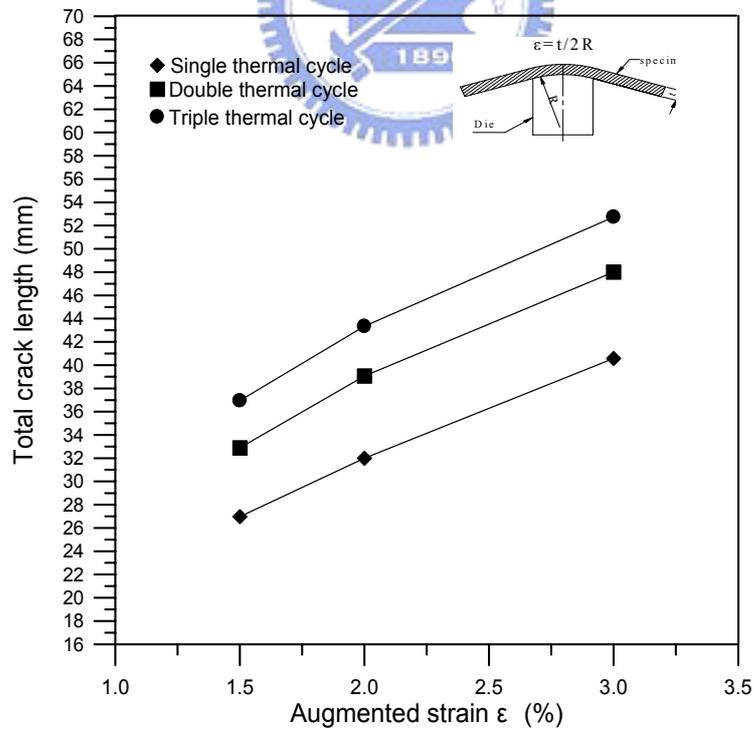


(b)

圖 4-10 不同應變量對熱裂縫總長度之影響 (a)6061-T6 (b)6061-T6(H)



(a)



(b)

圖 4-11 不同應變量對熱裂縫總長度之影響 (a)7075-T6 (b)7075-T6(H)

### 4.1.3 不同材料之熱裂敏感性比較

圖 4-13(a)-(c)為四種鋁合金在不同之外加應變量及不同熱循環次數下，其裂縫總長度量測結果，結果顯示在相同的外加應變量及熱循環次數下，以 7075-T6 其裂縫總長度為最長，其次為 7075-T6(H)，再次為 6061-T6，最小為 6061-T6(H)，而且在各種外加應變及熱循環次數下之量測結果均相同。

就冷加工對熱裂性之影響而言，實施過人工時效之 6061-T6 及 7075-T6 鋁合金若再施以滾軋之冷加工成 6061-T6(H)、7075-T6(H)，則其熱裂敏感性將會降低。分析其原因，熱裂之產生在熔融區係因材料在凝固末期，低熔點之共晶成份被推擠至晶界，而形成一液態薄膜，此液態薄膜若多且連續，將披覆在已凝固之晶粒上，再加上應力之作用即遭破壞而形成裂縫；在熱影響區之熱裂縫係因晶界偏析之低熔點合金成份在銲接加熱過程液化或晶界液化，而於冷卻過程受應力作用而造成的，兩者之形成均與晶界之液化膜有關，而且裂縫均是沿著晶界產生的。材料在冷加工後，會造成晶粒之畸變，而形成與滾軋方向平行之纖維狀，如圖 4-12(b)、(d)所示，經過冷加工硬化之材料在銲接時，於熱影響區會產生退火之效應，而出現再結晶及晶粒成長之現象，而未經冷加工之材料則會有析出物重新固溶回基底、晶粒粗大及析出物於晶界及晶粒中心聚集粗大之現象。兩者相較之下，經過冷加工之材料其晶粒有較細化之現象，晶粒細化則晶界長度將增加，此結果會使銲接時熱影響區之液化膜產生不連續性而使裂縫無法形成及延伸。而熔融區之晶粒係依熔融線母材之晶粒方向以磊晶之方式成長，因此其晶粒大小會受到母材晶粒大小所影響，晶粒變小，晶界變長，熔融金屬在凝固末期之低熔點共晶成份無法於晶界形成較多之連續液化膜而降低其熱裂敏感性。

另就不同系列之鋁合金比較：6061 為 Al-Mg-Si 合金，7075 為 Al-Zn-Mg 合金，鋁合金的合金成份與其熱裂性有相當大之關聯性[65]，其中又以 Cu、Mg 及 Si 之影響最大，當 Si 含量為 0.5-1.2 wt%、Cu 含量為 2.0-4.0 wt%、Mg 含量為 2.0-5.0 wt% 時會具有最高之熱裂敏感性，因此當鋁合金之成份愈接近此值時其熱裂敏感性就會愈高，本研究使用之 7075 鋁合金其成份中之 Cu 為 1.45 wt%，Mg 為 1.82 wt%，含量均較 6061 之 Cu(0.45 wt%)及 Mg(0.72 wt%)為高，更接近最高熱裂敏感性成份，且 7075 又含有高達 4.81 wt% 之 Zn，Zn 之含量愈高其熱裂敏感性就會愈高[23]，因此 7075 鋁合金之熱裂敏感性高於 6061 鋁合金。

#### 4.1.4 SEM 觀察及 EDS 分析

圖 4-14(a)-(d) 為 4 種鋁合金熔融區熱裂縫自由表面之組織，依據 Matsuda[67]之研究指出，銲接金屬熱裂在外觀上可分為三個明顯之區域：樹枝區(D 區)、樹枝-平滑轉換區(D-P 區)及平滑區(P 區)，樹枝區(D 區)在裂縫產生時，其溫度最高，故在裂開時係沿著樹枝(dendrite)組織表面進行，因此呈現非常明顯之樹枝狀結構；樹枝-平滑轉換區(D-P 區)溫度較樹枝區(D 區)為低，故二次樹枝臂有一些已經被金屬熔液填滿，故在受到外加應變而裂開時，此區域除樹枝結構外，亦會有部份呈現平滑區；平滑區(P 區)位於裂縫之尾端，裂縫產生時該處溫度最低，二次樹枝之間已完全被金屬熔液填滿並已凝固，故在裂開時呈現樹枝被填滿之平滑狀態。

圖 4-15(a)-(d) 為 4 種鋁合金熱影響區熱裂縫破斷面之組織，明顯與熔融區之凝固熱裂不同，均呈現沿晶之脆性破壞現象，在整個裂縫斷面中都是晶粒的界面，但是各晶粒的界面不會十分尖銳且在各晶粒間存有一些圓滑的小洞，尤其以靠近熔池之部份最為明顯，顯示該區有部份融熔之現象產

生。依據 HemsWorth,et al. [68]之分類，HAZ 可能為液化熱裂或延性降低熱裂，依據 SEM 之分析，本研究之 4 種鋁合金材料應都屬於液化熱裂，而 HAZ 之液化有二種：一是在 HAZ 之晶界處有偏析之合金或雜質成份而降低該處之熔點，在銲接過程中生成液化膜；二是純粹由於晶界的液化，因為晶界在材料之凝固過程中是最後凝固的，因此該處之熔點最低，在銲接之過程中，熱影響區之晶界部份將會液化。本研究對 6061-T6 及 7075-T6 兩種鋁合金銲接金屬熱影響區(W. M. HAZ)之部份熔融區(PMZ)進行 EDS 分析，發現在 6061-T6 鋁合金之部份熔融區(PMZ)並未發現有合金成份如 Mg、Si

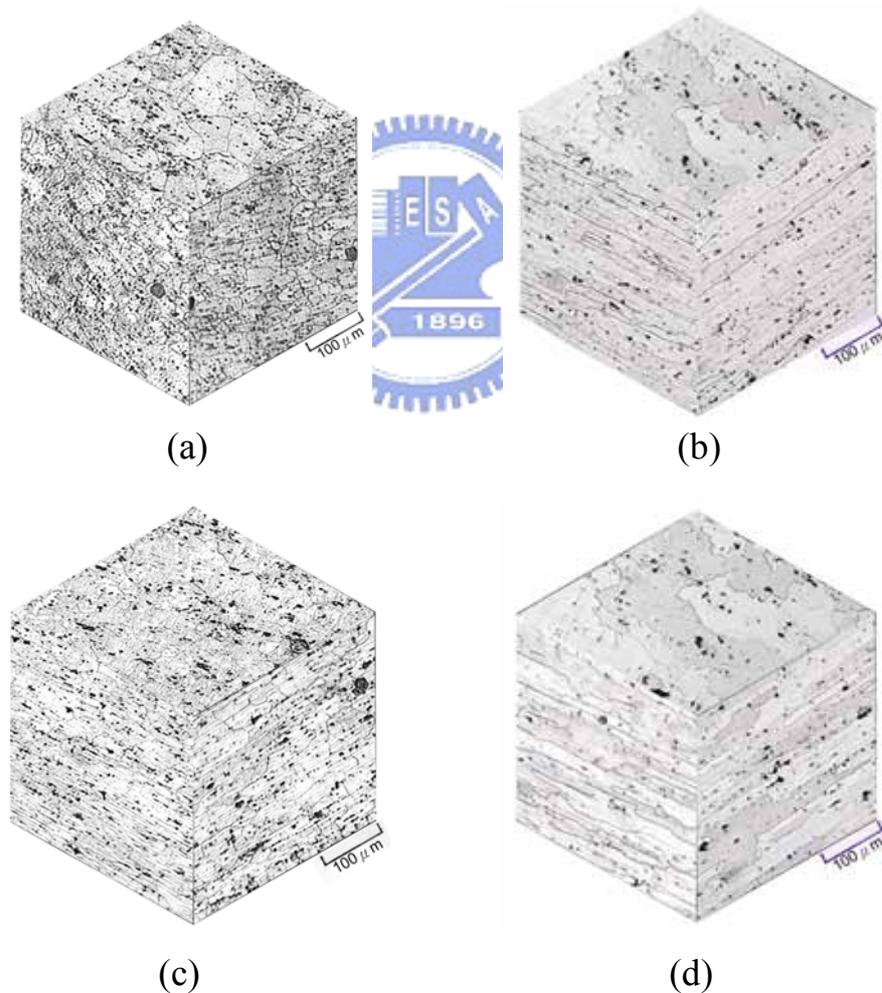
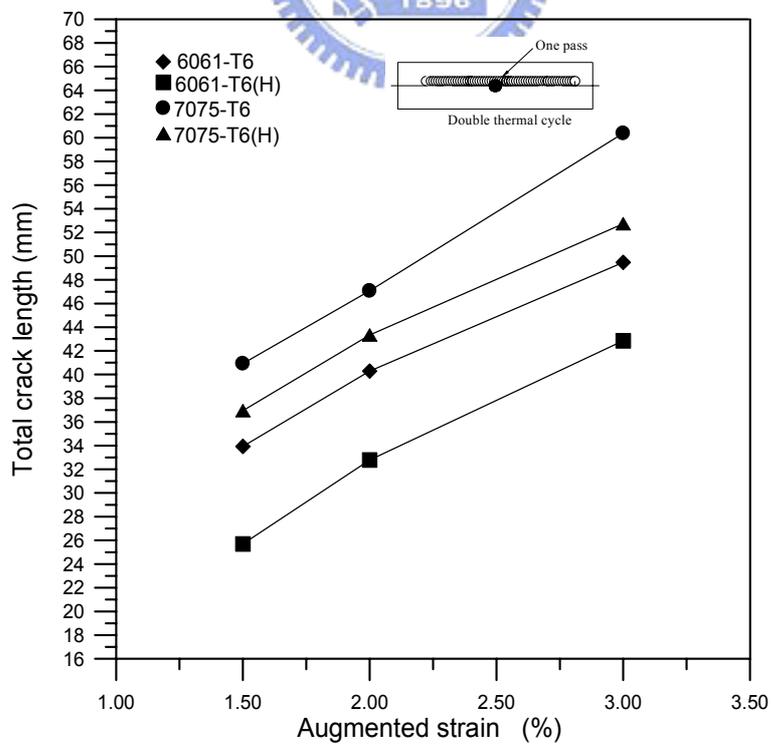
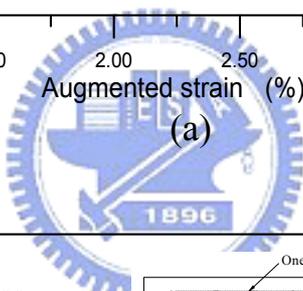
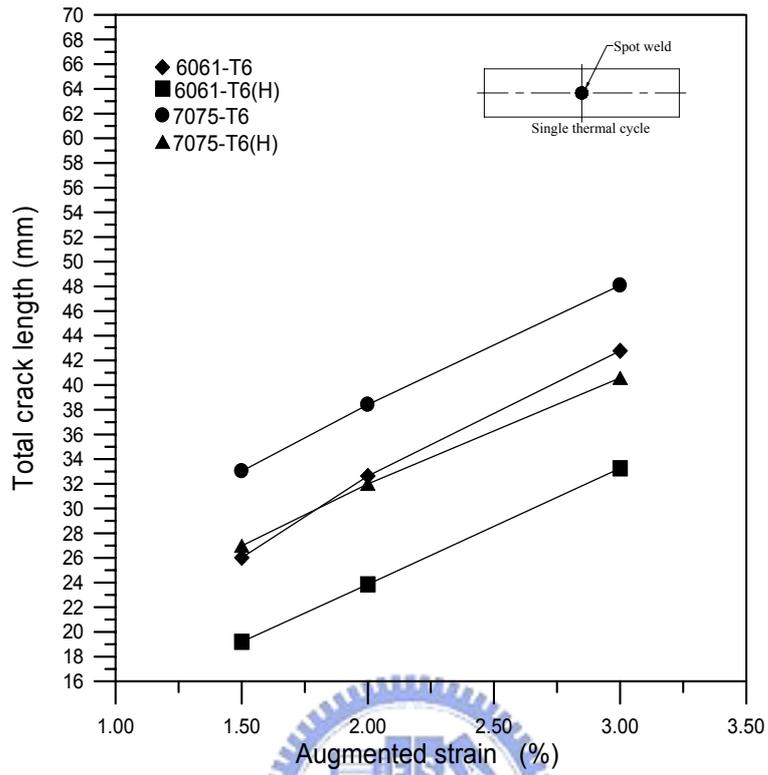


圖 4-12 四種鋁合金金相組織 (a)6061-T6 (b)6061-T6(H) (c)7075-T6  
(d)7075-T6(H)



(b)

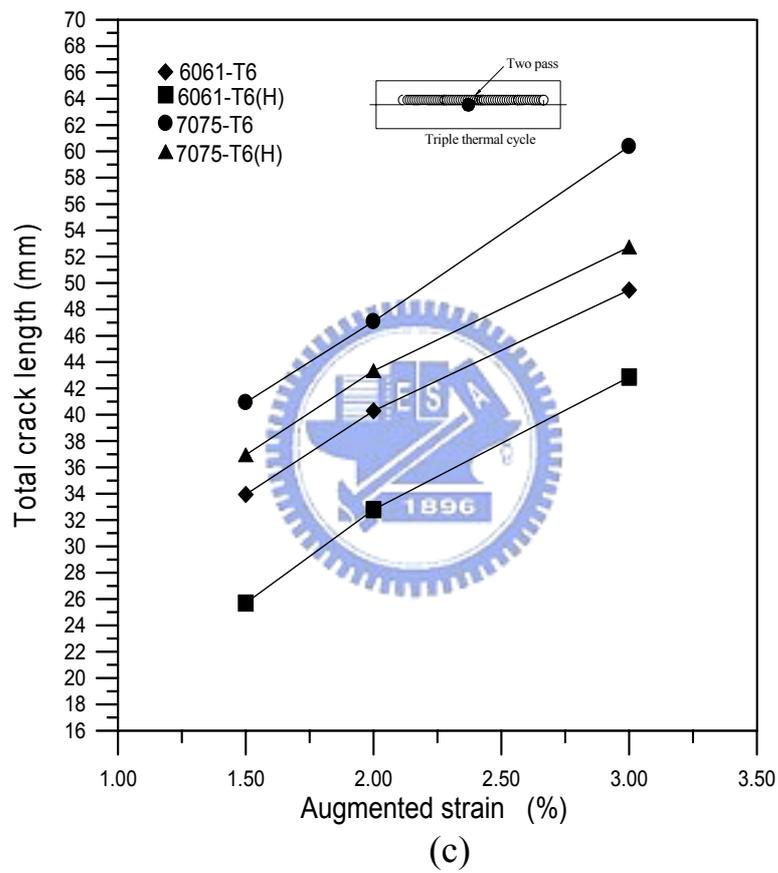


圖 4-13 不同鋁合金之熱裂敏感性比較 (a)一次熱循環 (b)二次熱循環  
(c)三次熱循環

之偏析現象，應是單純之晶界液化，而在受到外加應變時產生裂縫，此結果與 H. W. Kerr 和 M. Katoh [69] 之研究發現相同。7075-T6 鋁合金部份熔融區(PMZ)之分析結果如圖 4-16 所示，圖(a)-(c)為不同熱循環次數之部份熔融區組織，AB 為橫過晶界之掃描路徑，圖(d)為沿著 AB 路徑 Cu 之成份分析結果，由分析結果可以明顯看出在晶界部份有 Cu 之偏析現象產生，在一次熱循環時晶界之 Cu 含量為 11 wt%，在二次熱循環後增高為 24.4 wt%，在三次熱循環時更高達 28.8 wt%，比原母材之 2.0 wt%高出甚多，顯示 7075-T6 鋁合金在部份熔融區 Cu 之偏析相當嚴重，Kou [70]等人曾以 2219 鋁合金為研究對象，研究部份熔融區(PMZ)合金元素之偏析現象，也發現在此區 Cu 之偏析相當明顯。而且隨著熱循環次數之增加偏析情形就更嚴重，也由於 Cu 之偏析使晶界之成份越靠近 Al-Cu 合金之共晶成份(33.2 wt% Cu)，造成晶界之熔點降低，而使得 7075-T6 鋁合金具有較高之熱裂敏感性，此分析結果亦可說明 6061-T6 鋁合金與 7075-T6 鋁合金在部份熔融區(PMZ)之熱裂機制並不相同—6061-T6 鋁合金是單純之晶界液化所造成的，而 7075-T6 鋁合金則是因為 Cu 之偏析造成晶界液化而產生熱裂。

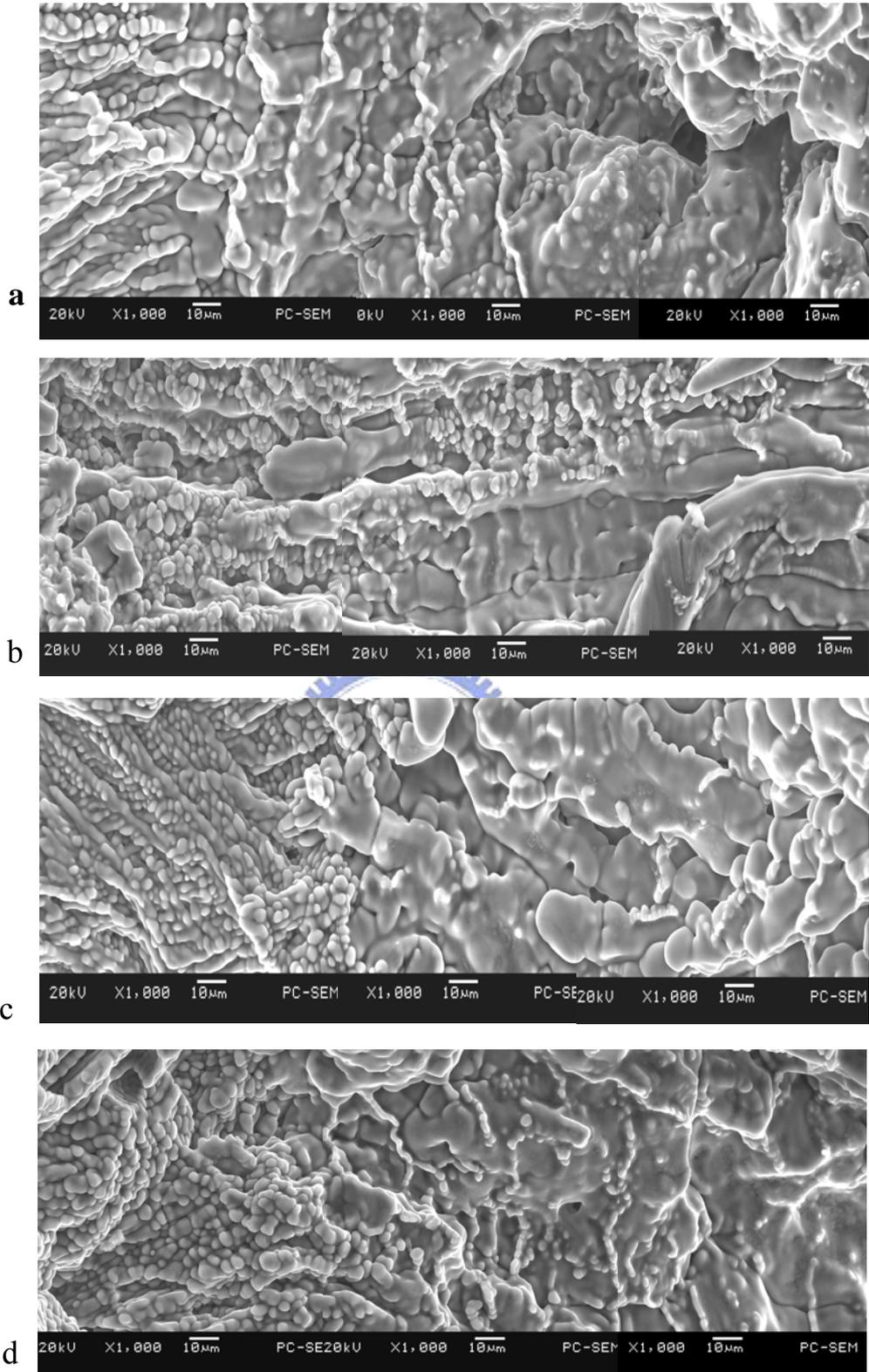
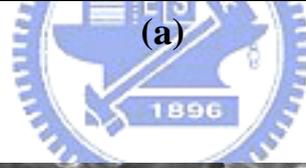
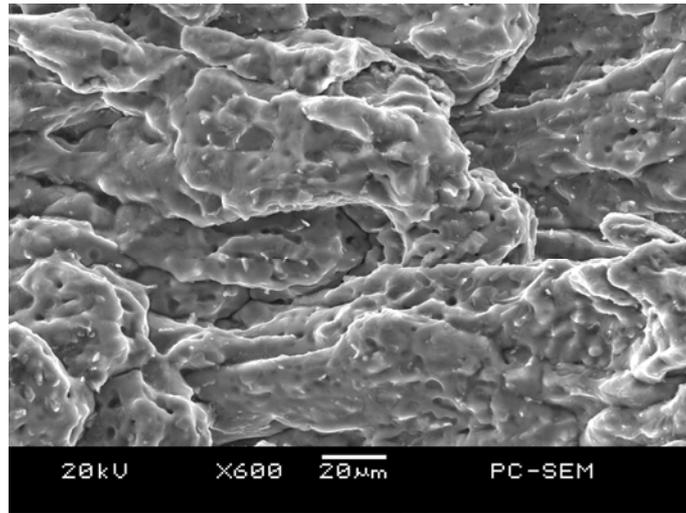
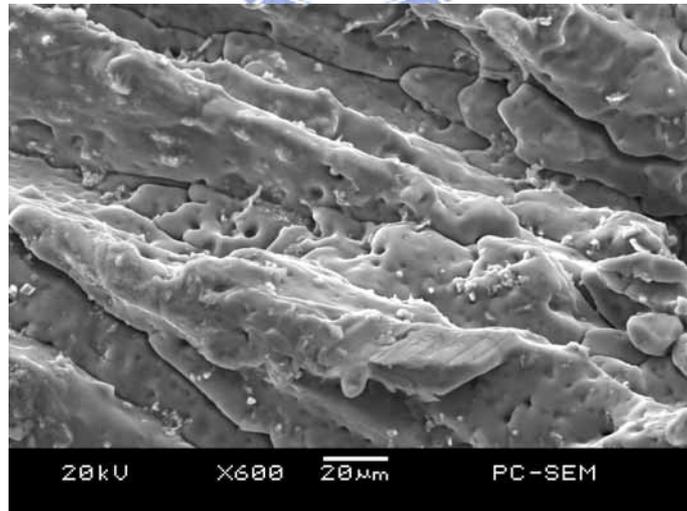


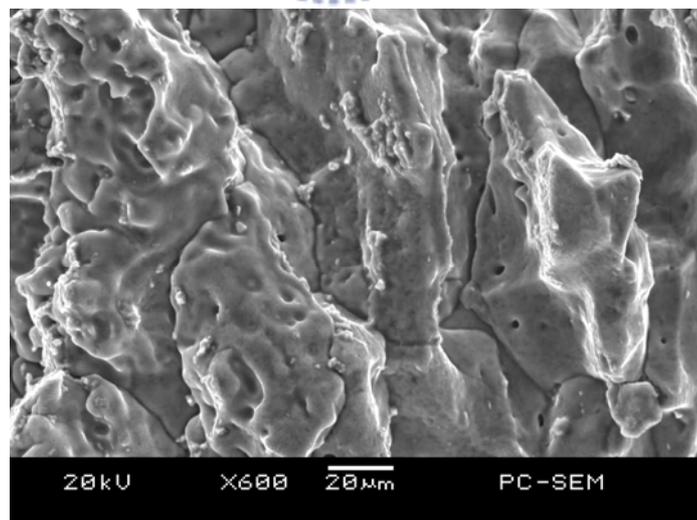
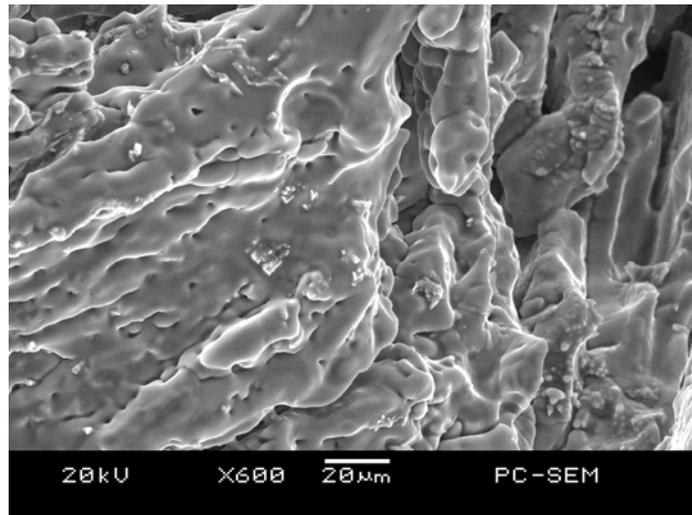
圖 4-14 四種鋁合金熔融區熱裂縫表面 (a)6061-T6 (b)6061-T6(H)  
(c)7075-T6 (d)7075-T6(H)



(a)



(b)



(d)

圖 4-15 四種鋁合金 HAZ 熱裂縫表面 (a)6061-T6 (b)6061-T6(H)  
(c)7075-T6 (d)7075-T6(H)

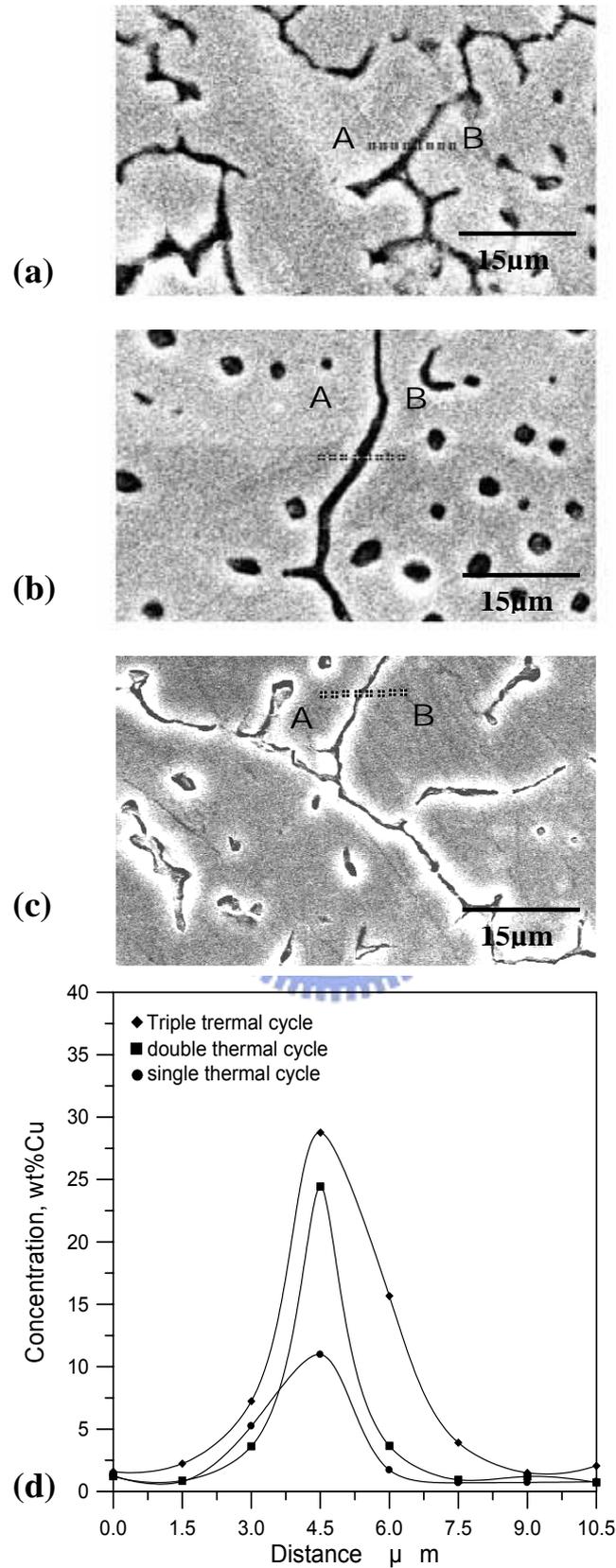


圖 4-16 7075-T6 鋁合金 PMZ 之 SEM 觀察及 EDS 分析 (a)一次熱循環 (b)二次熱循環 (c)三次熱循環 (d)EDS 分析晶界 Cu 偏析情形

## 4.2 角變形分析

### 4.2.1 拘束(Restrain)對角變形量之影響

圖 4-17(a)-(c)為 2024-T351、6061-T6 及 7075-T6 鋁合金在 4 種不同單 V 形槽角度下以 GTAW 實施填料之對接銲後，銲件角變形之情形。研究結果顯示：銲件在銲接過程中若加以拘束(Restrained)，不論其接頭之單 V 形槽角度大小，銲接完成後其角變形將呈現銲道部分隆起之現象；銲件若無拘束(Non-restrained)，則角變形會呈現兩邊向上翹起之現象。

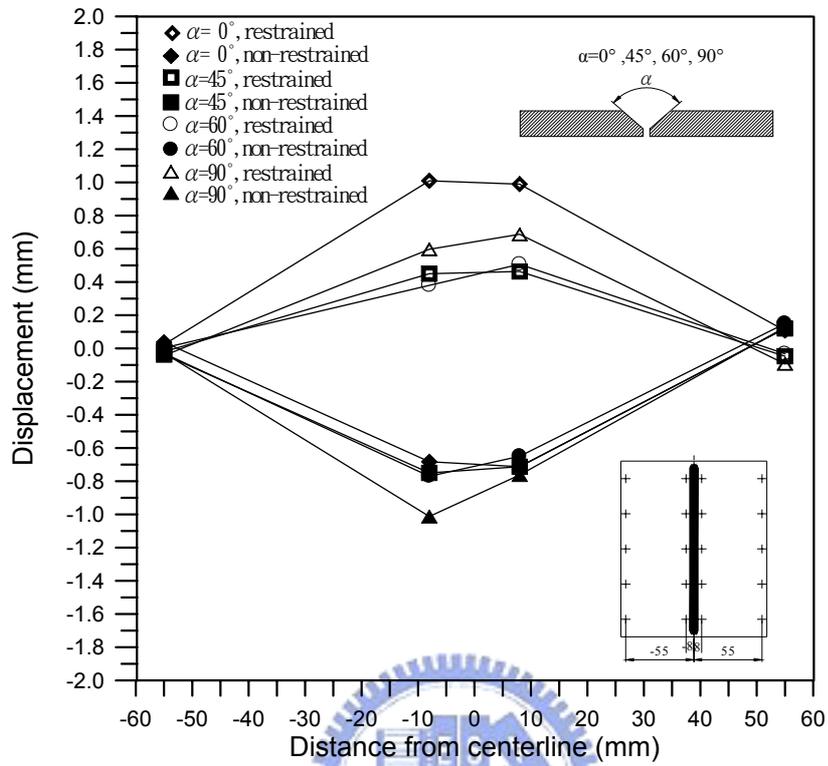
有關銲件對接銲之角變形，先前研究者蔡宗亮[37]指出其形成原因係因在銲接過程中，由於沿厚度方向之溫度分佈不均勻，使得銲道填充金屬產生不均勻的橫向收縮力(Transverse Shrinkage Force)，此收縮力可將其視為一個作用在銲道填充金屬形心(如圖 4-18 A 點所示)的合力。當此合力之作用點與母材形心(如圖 4-18 B 點所示)不在同一位置時，便會產生彎曲力矩，使銲件形成兩端向上彎曲的角度變化。圖 4-18 係將蔡宗亮先生提出之對接銲角變形形成示意圖加以修正後之示意圖。

前述之理論與無拘束之銲件的實驗結果是一致的，因銲道凝固收縮力之作用，將會使銲道填充金屬產生塑性變形，且因此力矩作用點高於母材之形心而造成銲件兩端向上翹起之現象，其結果將會產生如圖 4-19 所示之  $h$  之變形量。但對於受到拘束之銲件而言，此一理論卻無法說明銲接後銲件銲道向上隆起之現象，分析其原因如圖 4-20 所示：圖 20(a)顯示受到拘束之銲件，在銲接過程中，銲件在橫向之膨脹及收縮均受會到抑制，在加熱之階段，由於鋁合金之熱膨脹係數大，材料會產生較大之伸長量，但此時在寬度方向因被拘束而無法向外伸展，且銲件底部又有支撐，再加上銲件銲道及其附近因高溫而造成強度大幅下降，因此熱膨脹之作用力將會在銲道及其附近產生作用，形成銲道向上隆起之現象，並造成了向上  $h_1$  之位

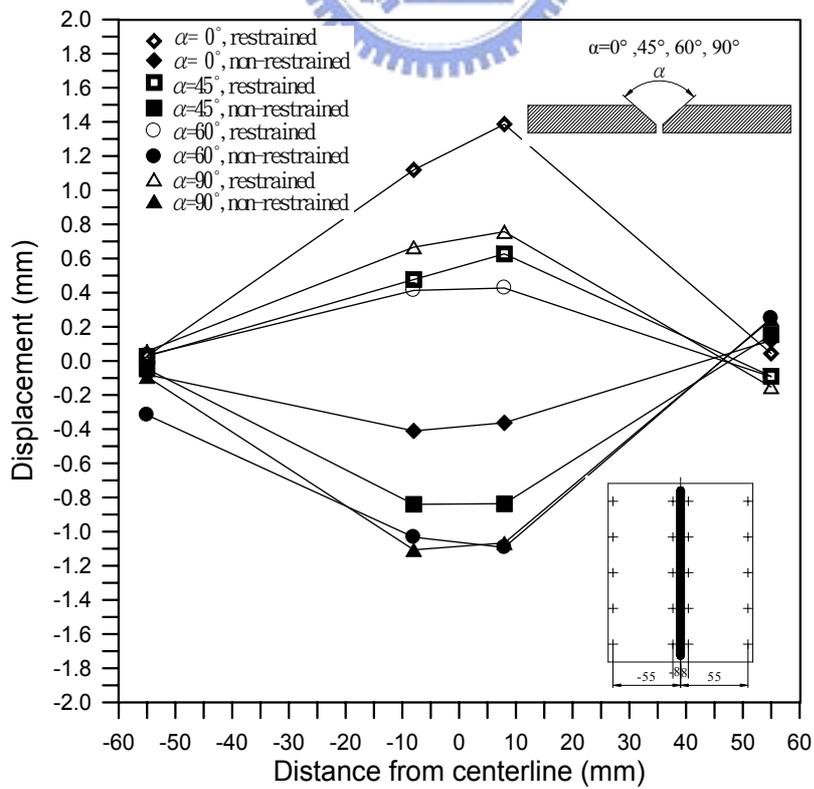
移量。而凝固時之收縮應力如上述理論所述，會造成材料表面較大之收縮，而會使鐸道向上隆起之現象較減緩，如圖 4-20(b)所示，將會產生向下  $\Delta h$  之位移量。因此，鐸件在冷卻後將殘留  $h$  ( $h=h_1-\Delta h$ ) 值之變形量，如圖 4-20(d)所示。

就鐸件有無受拘束對其角變形之影響加以分析，研究結果顯示，鐸接時受到拘束之鐸件，除了單 V 形槽角度為  $0^\circ$  (I 形槽) 之鐸件外，其餘各單 V 形槽角度之鐸件，受拘束者其角變形量都較無拘束者來得低，亦即圖 4-19(b) 之  $h$  值會較圖 4-20(b) 之  $h$  值大。

當單 V 形槽角度為  $0^\circ$  時(I 形槽)，無拘束之鐸件其角變形量反而會較受到拘束之鐸件來得小，且四種鋁合金均呈現相同之現象，如圖 4-21 所示。分析此現象之原因係因無拘束之鐸件在鐸接加熱過程中，材料可自由的膨脹，而凝固收縮時一則因其為 I 形槽，鐸道填充金屬量較其他 V 形槽角度之鐸件少，產生之收縮應力亦較小，二則因其鐸道之斷面形狀上下之寬度差距較小，亦即填充金屬之形心與鐸道幾何形狀之形心差距較小，因此其角變形量極小；而受到拘束之鐸件在鐸接加熱過程中，材料無法自由伸展，會形成圖 4-20(a) 所示之鐸道處隆起之角變形現象，而在冷卻收縮時，與未拘束之鐸件相同，因熔填金屬量較少及鐸道斷面形狀之關係而有較小之收縮應力，而產生之收縮量亦小，雖然其收縮會造成鐸道往下降之現象，但因其收縮量小，對鐸道隆起之角變形量降低有限，因此，當對接鐸件之單 V 形槽角度為  $0^\circ$  (I 形槽) 時，受拘束之鐸件其角變形量反而會較無拘束者為大。



(a)



(b)

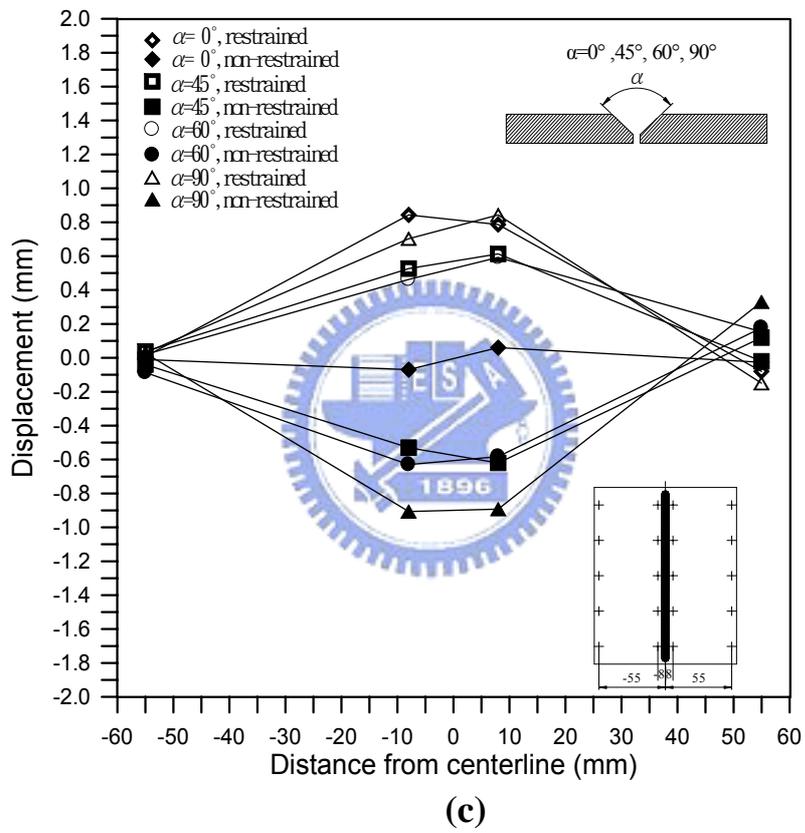
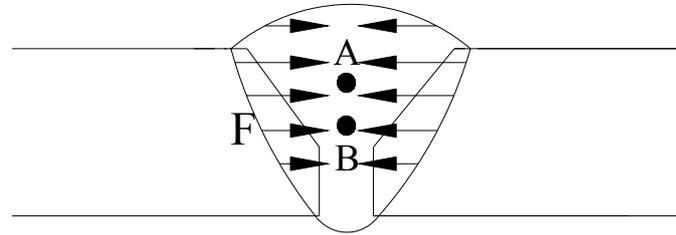
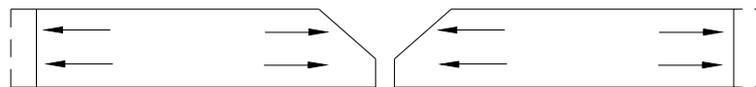


圖 4-17 各種鋁合金銲件銲後之角變形 (a)2024-T351 (b)6061-T6  
(c)7075-T6

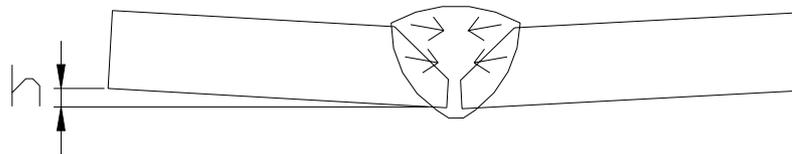


A: Centroid of the filler metal  
 B: Centroid of the base metal  
 F: Transverse shrinkage force

圖 4-18 單 V 形槽對接銲角變形之形成示意圖



(a)



(b)

圖 4-19 無拘束銲件角變形產生示意圖 (a)銲接加熱過程  
 (b)凝固收縮過程

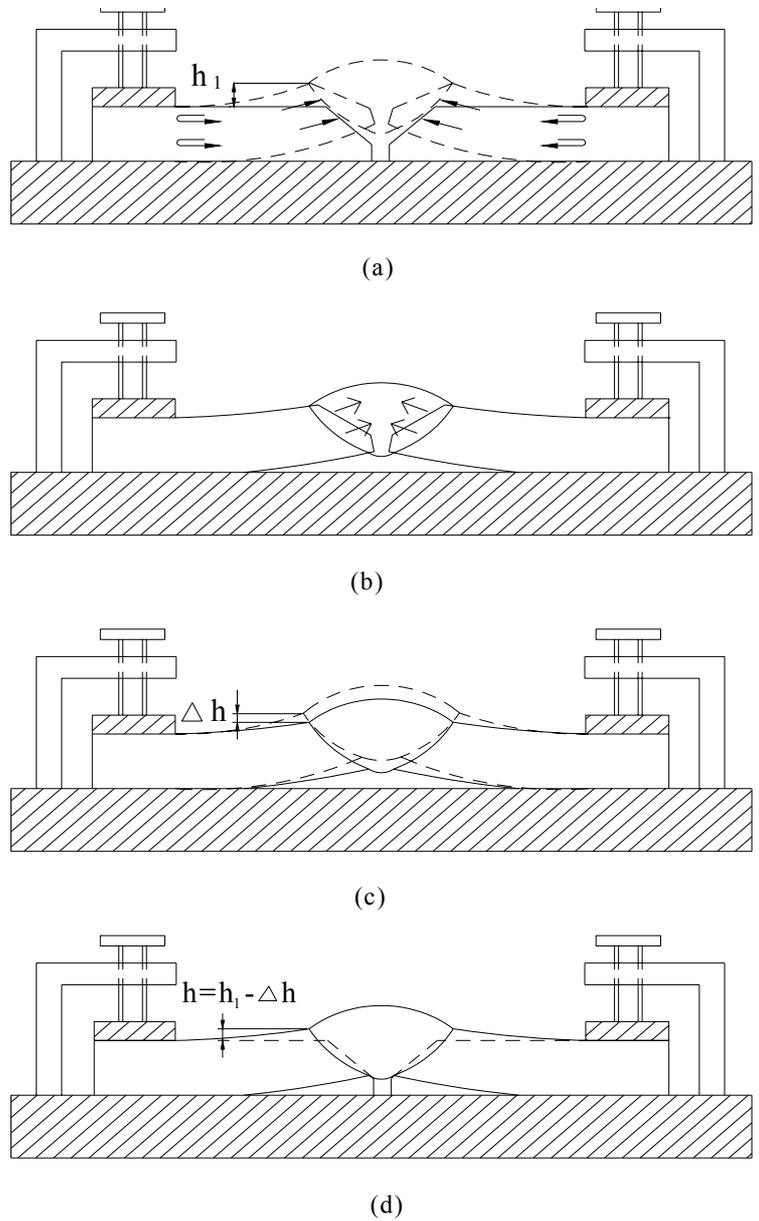
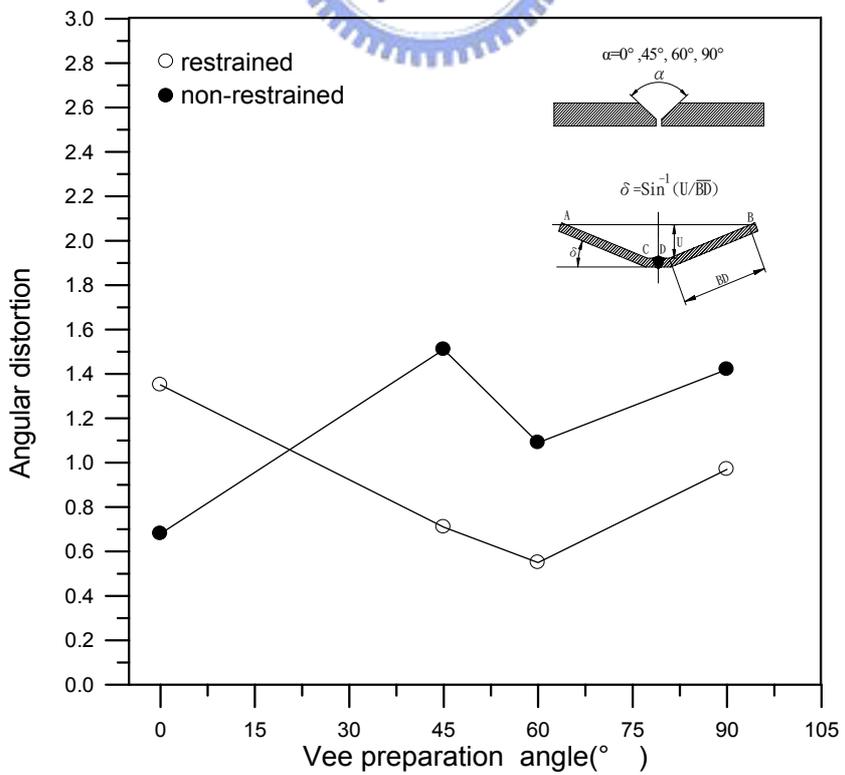
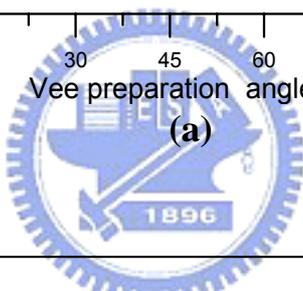
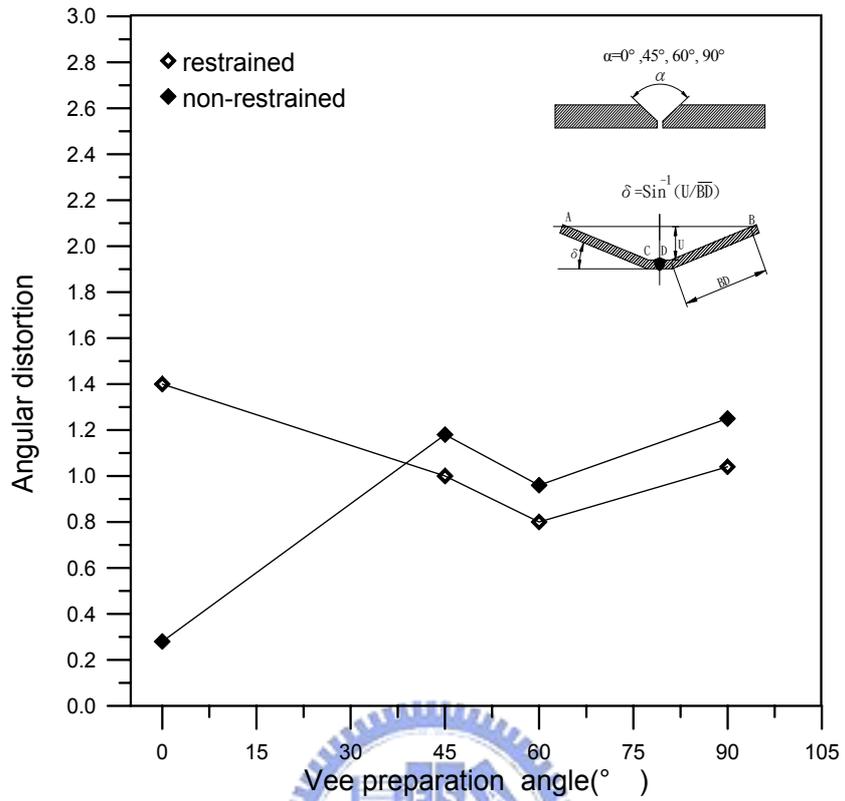
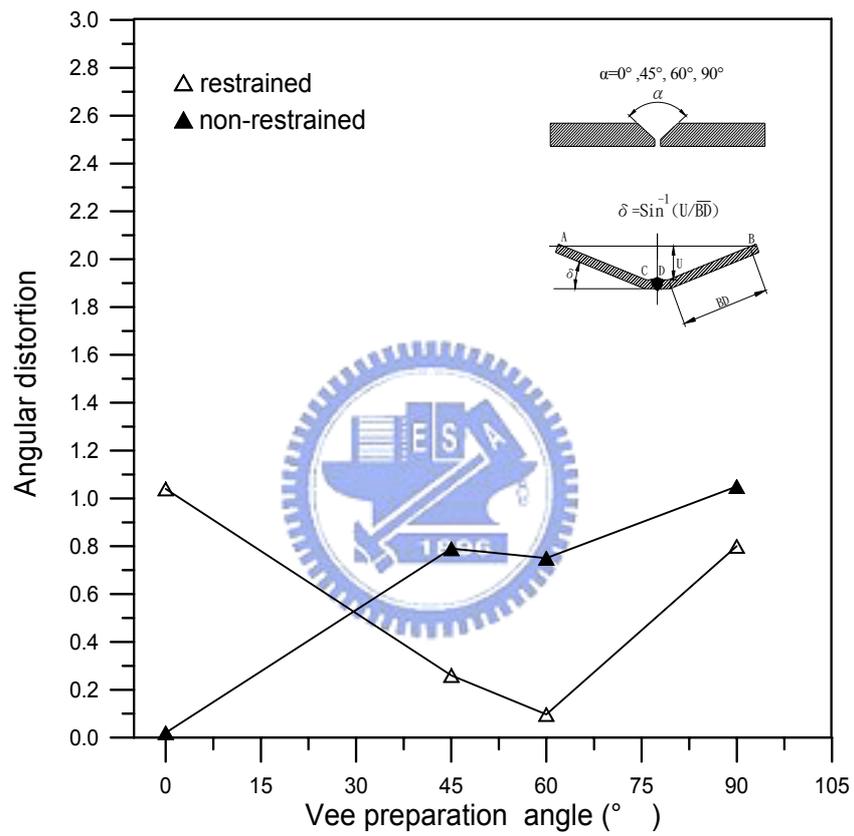


圖 4-20 受拘束銲件角變形產生示意圖 (a)加熱過程因膨脹產生  $h_1$  向上之變形量 (b)銲道冷卻收縮 (c)因銲道填充金屬收縮產生  $\Delta h$  之變形量 (d)銲接完成殘留  $h$  之變形量



(b)



(c)

圖 4-21 各種不同單 V 形槽角度銲後之角變形量  
(a)2024-T351 (b) 6061-T6 (c)7075-T6

#### 4.2.2 單 V 形槽角度對角變形量之影響

本研究之銲件採單 V 形槽方式對接銲(Vee Preparation Angle)，共有 0° (I 形槽)、45°、60° 及 90° 四種不同之角度，不同角度之單 V 槽代表不同之填充金屬量與熔融金屬量(包括填充金屬及被熔融之母材)，許多研究者均指出，在不損及材料之功能及強度下，減少銲道填充金屬量能減少銲件之角變形。

圖 4-21(a)-(c)為不同單 V 形槽角度之銲件在受拘束(Restrained)及不受拘束(Non-restrained)之情況下進行銲接，其角變形量之量測結果。銲件在不受拘束下，其角變形量隨著單 V 形槽角度(填充金屬量)之增加而有增加之趨勢，但在 60° 之槽角度時會有下降之現象，且四種鋁合金均有相同之現象。而在銲件受到拘束之情況下，其趨勢較為特殊，角變形量均在單 V 形槽角度為 0° (I 形槽)時較大，隨著單 V 形槽角度之增加角變形量逐漸下降，同樣在 60° 時，角變形量降至最小，隨著角度之增加又有重新上升之現象。

分析此種現象：受拘束之銲件當其單 V 形槽角度為 0° (I 形槽)時，會產生較大之角變形量之原因已如前述，係因其銲道之填充金屬量較少及銲道斷面形狀之關係，產生之收縮力較小，對銲件因熱膨脹所產生之角變形量降低較少所致。而隨著單 V 形槽角度之增大，銲道之填充金屬量增加，其凝固時所產生之收縮應力亦將增大，會造成較大之表面收縮，亦即如圖 4-20(c)所示之  $\Delta h$  值會加大，因此其角變形量會下降。而當單 V 形槽角度達到 90° 時，在銲接加熱過程中，其銲道之強度較 45° 或 60° 時相對來得弱，將會產生較大之銲道隆起，即圖 4-20(a)所示之  $h_1$  值將會增大，因此即使其銲道之填充金屬量增加而會造成較大收縮量  $\Delta h$ ，因  $\Delta h$  值之增加量小於  $h_1$  值之增加量，因此會造成較大之角變形量  $h$ 。

而對於無拘束之鋁件而言，前述解釋似無法說明此現象，依據 Bachorski[71]等人以有限元素法預測不同之鋁道開槽角度與其鋁後角變形量之研究結果：當其以鋁件預先準備之單 V 形槽角度為計算鋁道收縮金屬體積時，其預測結果與實際實驗結果差異頗大，當其改為以鋁後鋁道斷面之實際形狀計算熔融金屬體積時，則其預測結果較為接近實驗值。因此 Bachorski 等人研究結論指出：當鋁件之 V 形槽角度大於  $50^\circ$  時，鋁後鋁道之熔填金屬(包括填充金屬及被熔融之母材)與鋁接前預先準備 V 形槽之幾何形狀體積較接近；但當 V 形槽角度小於  $50^\circ$  時，鋁道熔融金屬體積與鋁前 V 形槽之幾何形狀會有較大之誤差，因此當 V 形槽角度小於  $50^\circ$  時，較難以預先準備之開槽角度大小去預測參與收縮之金屬體積，因此其角變形量之預測也較不準確。但整體而言，以單 V 形槽進行對接鋁，隨著 V 形槽角度之增加其角變形量也會增加之趨勢是正確的，其結果與本研究所發現相同。

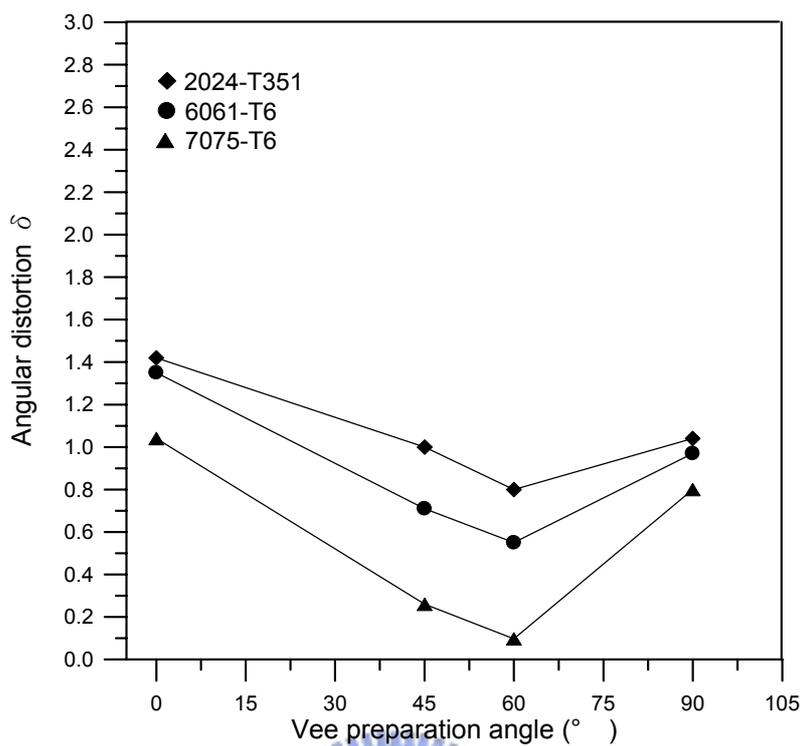


#### 4.2.3 材料降伏強度對角變形量之影響

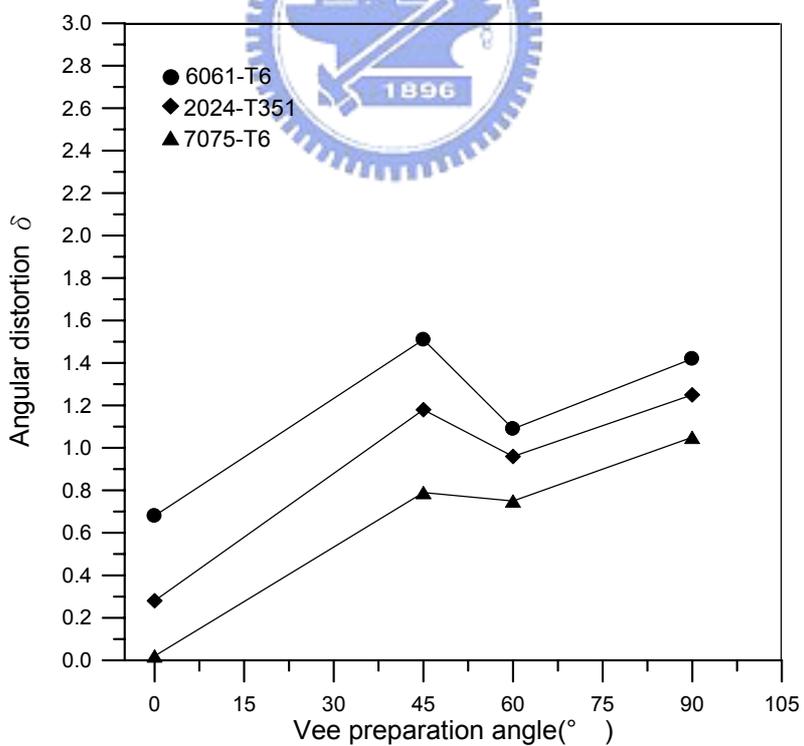
在影響材料鋁接後變形之因素中，除了填充金屬量及有無拘束外，在材料之性質方面有：熱膨脹係數、熱傳導性、彈性係數及降伏強度等因素。本次研究所用之 2024-T351、6061-T6 及 7075-T6 三種鋁合金，其熱膨脹係數及熱傳導性均相差無幾，可不必列入考量因素，但其降伏強度則有明顯的差異，是一項值得探討的因素。

材料之降伏強度會影響鋁件鋁後之變形量，主要係因為在鋁道之凝固過程中，鋁道金屬會產生收縮應力，此收縮應力之大小與母材之降伏強度有關，母材之降伏強度越大收縮應力就愈大，當收縮應力達到鋁道金屬之降伏強度時就會產生塑性變形。而材料之降伏強度會隨著溫度上昇而下降，所以母材之高溫降伏強度會決定鋁道金屬收縮應力之大小，高溫降伏

強度較高之材料，其所形成之收縮應力較大，因此會產生較大之變形。圖 4-22 為三種鋁合金在有拘束及無拘束狀態下，各種不同單 V 形槽角度之鐸件在鐸接後其角變形量量測結果，由圖 4-22(a)及圖 4-22(b)可發現，在各種 V 形槽角度對接鐸下，三種鋁合金之角變形量在鐸件受到拘束時以 2024-T351 最大，6061-T6 次之，7075-T6 則有最小之角變形量；鐸件在無拘束之狀態下，以 6061-T6 之角變形量最大、2024-T351 次之，7075-T6 則同樣有最小之角變形量。此結果與該三種鋁合金在常溫之降伏強度大小排序並不相同，在常溫下上述三種鋁合金之降伏強度依序為 7075-T6(500MPa) > 2024-T351(375MPa) > 6061-T6(265MPa) > ，而在角變形量上會形成 2024-T351 > 6061-T6 > 7075-T6 (有拘束) 或 6061-T6 > 2024-T351 > 7075-T6(無拘束)，因此若以此三種熱處理型合金之常溫降伏強度來比較其角變形之結果似乎並不正確，應以鐸件鐸接時所處之高溫狀態來比較較為適當，如前所分析，鐸件角變形之發生係因鐸件接頭熔填金屬產生收縮，其收縮應力之大小與鄰近鐸道之母材降伏強度有關，而此時母材亦處於高溫之狀態，因此應以此時母材之高溫降伏強度為考量之依據，圖 4-35 為本研究所用之 2024-T351、6061-T6 及 7075-T6 三種熱處理形鋁合金其降伏強度與溫度之關係，圖中顯示 7075-T6 在高溫時其強度會大幅下降，因為在高溫時，7075-T6 之析出物  $MgZn_2$  會粗大化，而使強度大幅下降，因此其所誘發之收縮力亦較小，而使角變形量較小，而 6061-T6 及 2024-T351 擁有較佳之高溫強度，因此其角變形量會較大。



(a)



(b)

圖 4-22 各種鋁合金材料銲後之角變形量比較

(a)有拘束(b)無拘束