

第四章 實驗結果及討論

4.1 鎂合金鐳接熱裂縫分析

4.1.1 熱循環次數與熱裂縫敏感性之關係

4.1.1.1 熔融區之熱裂縫

圖 4-1 為 AZ31、AZ61 與 AZ80 鎂合金之無熱循環，圖 4-2 為三種鎂合金之一次熱循環；圖 4-3 為三種鎂合金之三次熱循環之鐳接熱裂縫試片 SEM 圖。由圖 4-1 可觀察到 AZ31 與 AZ61 在無熱循環中，熱裂縫集中在熔融區內。此外 AZ80 的熱裂縫分佈在熔融區與熱影響區，且熱裂縫由熔融區延伸到熱影響區。

鎂合金 AZ31 在經過一次熱循環(如圖 4-2)與三次熱循環(如圖 4-3)之試片可觀察到的熱裂縫多數在於熔融區，與無熱循環(未經走鐳)相同；而 AZ80 的熱裂縫存在於熔融區與熱影響區之中，此現象與無熱循環相同。差異最大的則為 AZ61，再經過熱循環次數之後其熱裂縫不存在於熔融區中，且在三次熱循環時熱裂縫也僅有小部分的裂縫存在於熔融區中，大部分在熱影響區。

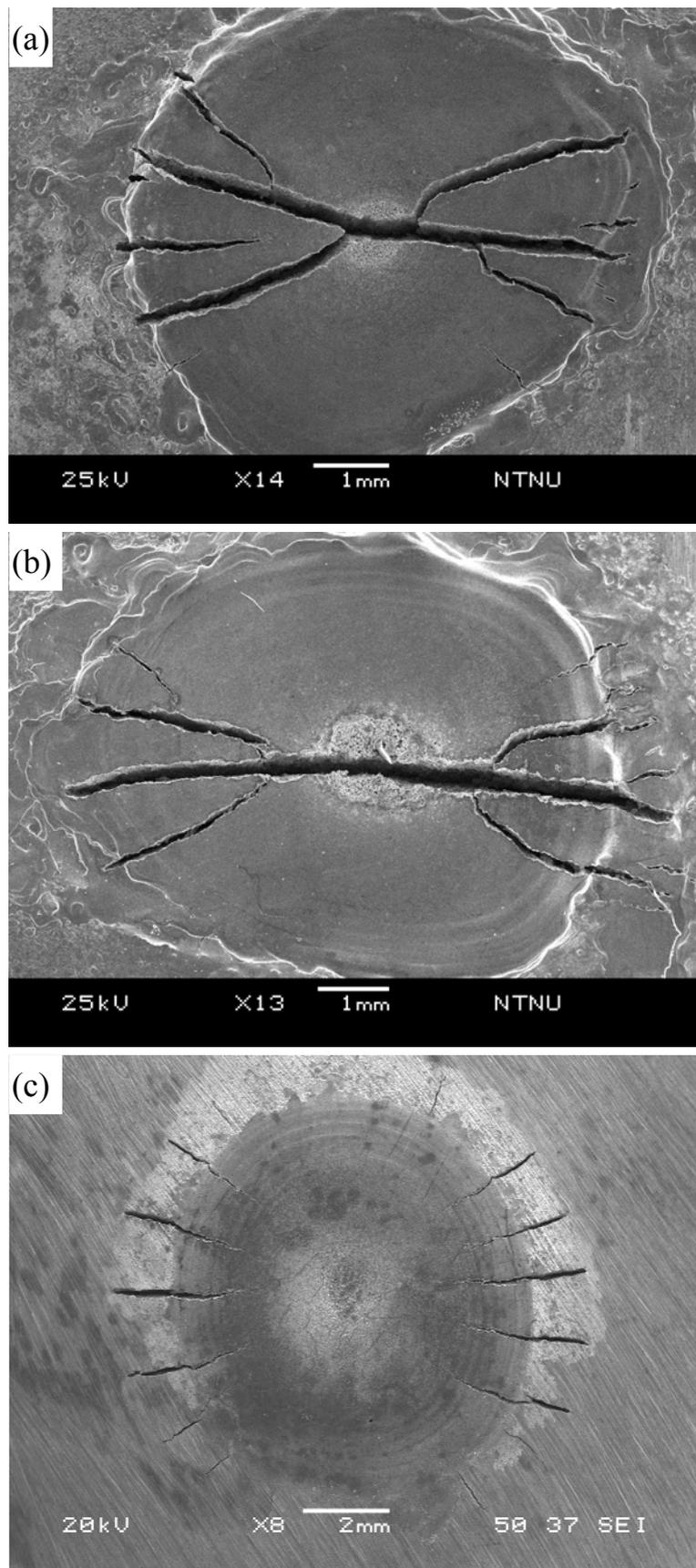


圖4-1 零次熱循環3%外加應變量熱裂縫圖:(a)AZ31; (b)AZ61; (c)AZ80

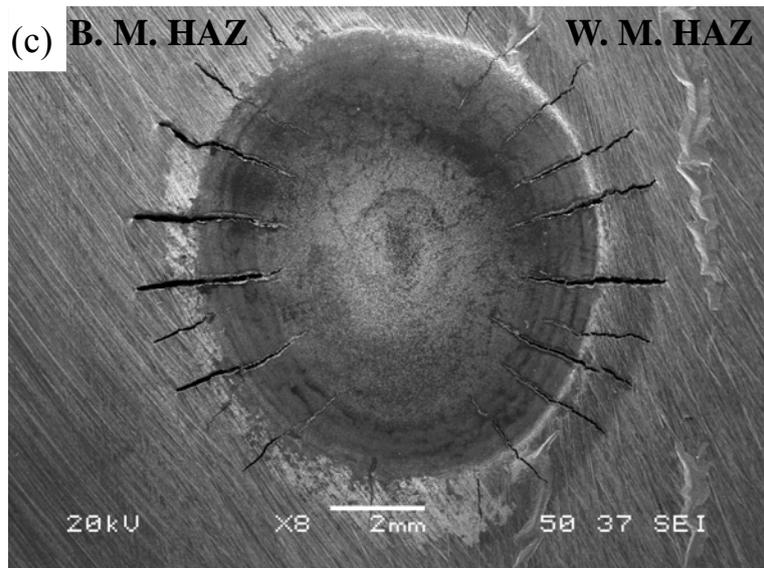
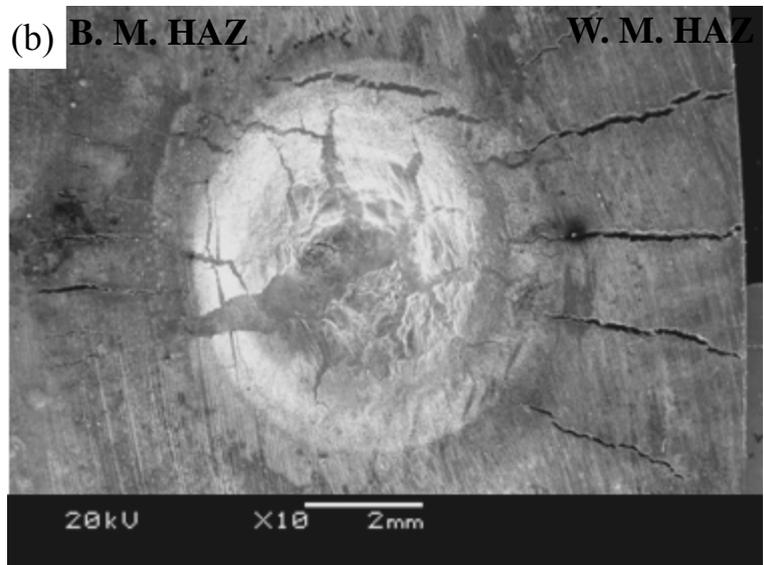
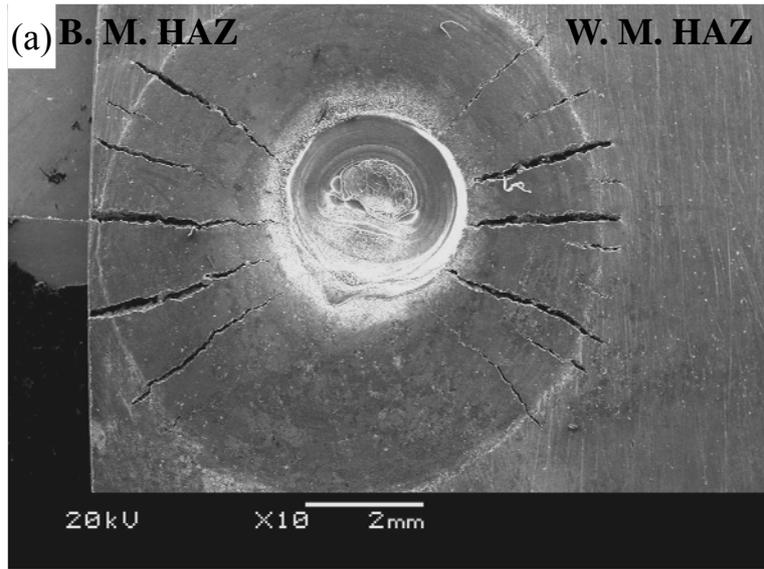


圖4-2 一次熱循環3%外加應變量裂縫圖:(a)AZ31; (b)AZ61; (c)AZ80

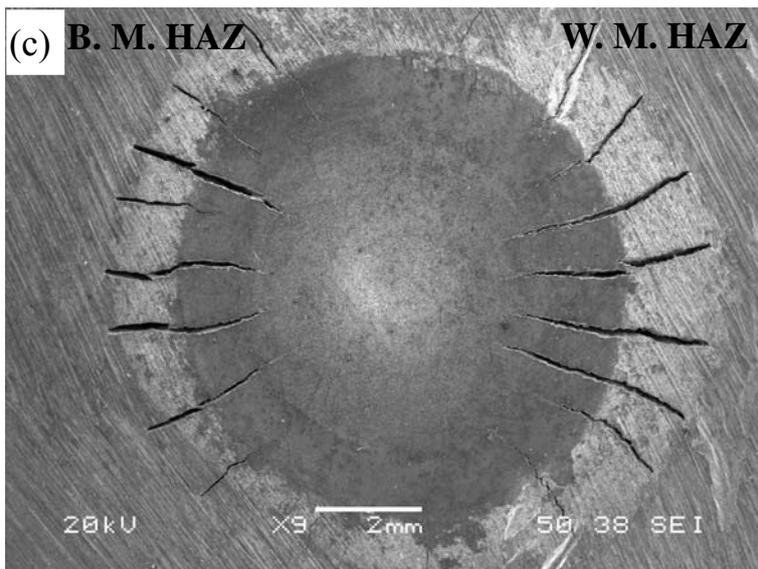
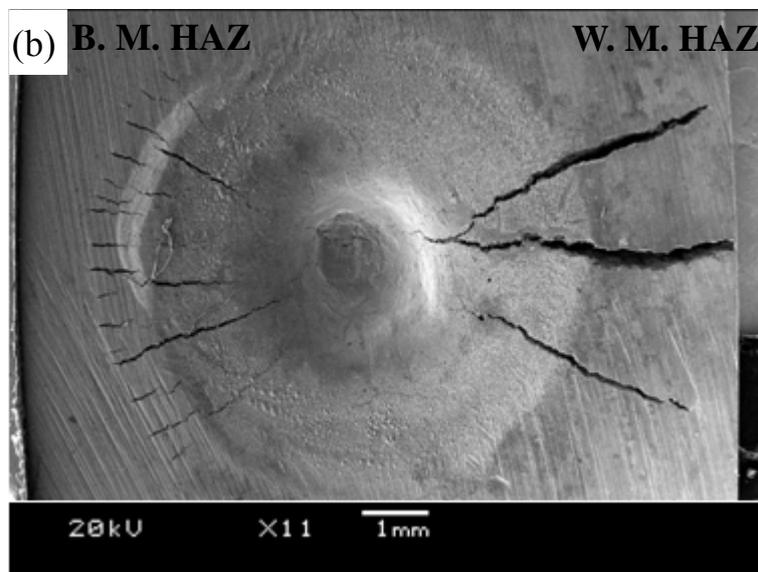
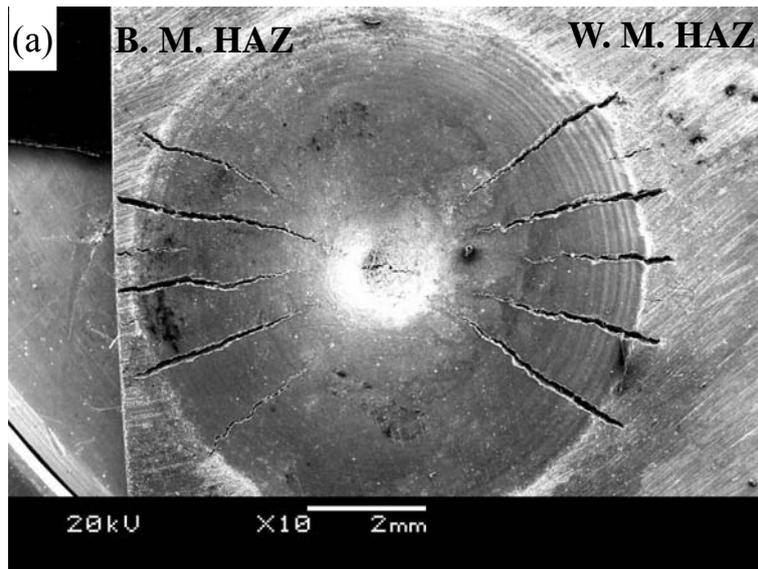


圖4-3 三次熱循環3%外加應變熱裂縫圖:(a)AZ31; (b)AZ61; (c)AZ80

4.1.1.2 熱影響區之熱裂縫

圖 4-4 為 AZ31、AZ61 與 AZ80 三種鎂合金在不同外加應變量、不同熱循環次數之熱影響區熱裂縫總長度之量測結果。圖 4-4(a)顯示鎂合金 AZ31 的 HAZ 熱裂縫總長度不隨著熱循環次數增加而增加，其裂縫總長度均為 5~6mm，相較於 AZ61 與 AZ80 之裂縫總長度確實是低了許多；圖 4-4(b)顯示 AZ61 在一次熱循環時 HAZ 熱裂縫總長度均比三次熱循環長度還要長，此現象與熱裂縫理論有違背，詳細情形於 4.1.5.1 節中說明證實；圖 4-4(c)顯示 AZ80 的 HAZ 熱裂縫總長度隨著熱循環次數增加而增加，且有經過熱循環後熱裂縫總長度增加現象更為顯著。根據本實驗設計可將熱影響區依其位置分為：母材熱影響區(Base Metal HAZ, B. M. HAZ)及銲道金屬熱影響區(Weld Metal HAZ, W. M. HAZ)，位置分佈如圖 4-5 所示。

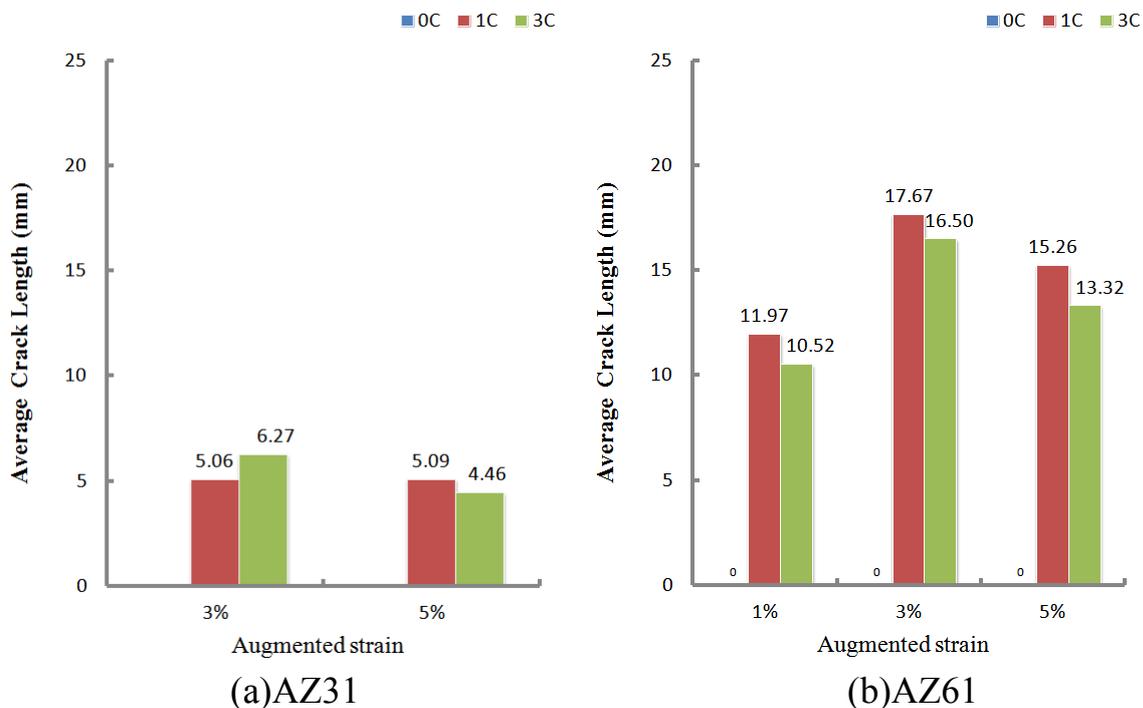
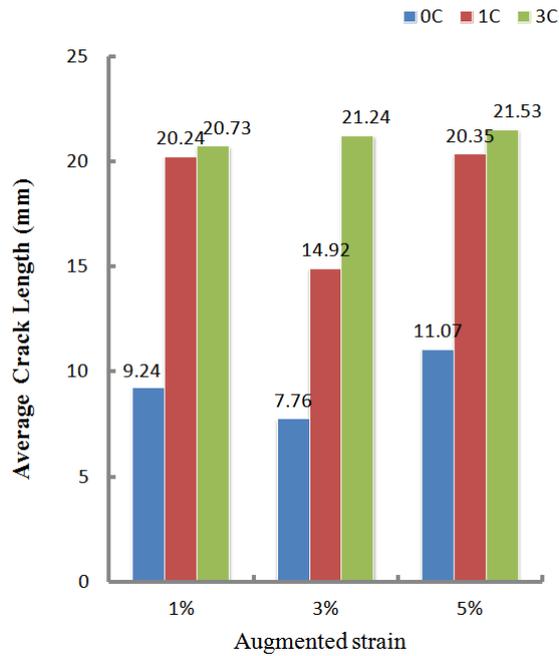


圖4-4 熱循環次數對熱影響區熱裂縫之影響:(a)AZ31; (b)AZ61



(c)AZ80

(續) 圖 4-4 熱循環次數對熱影響區熱裂縫之影響

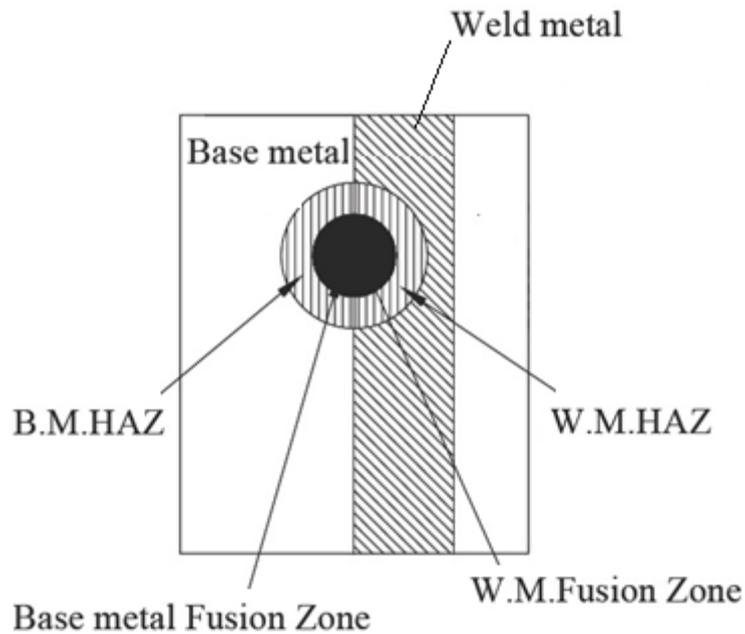
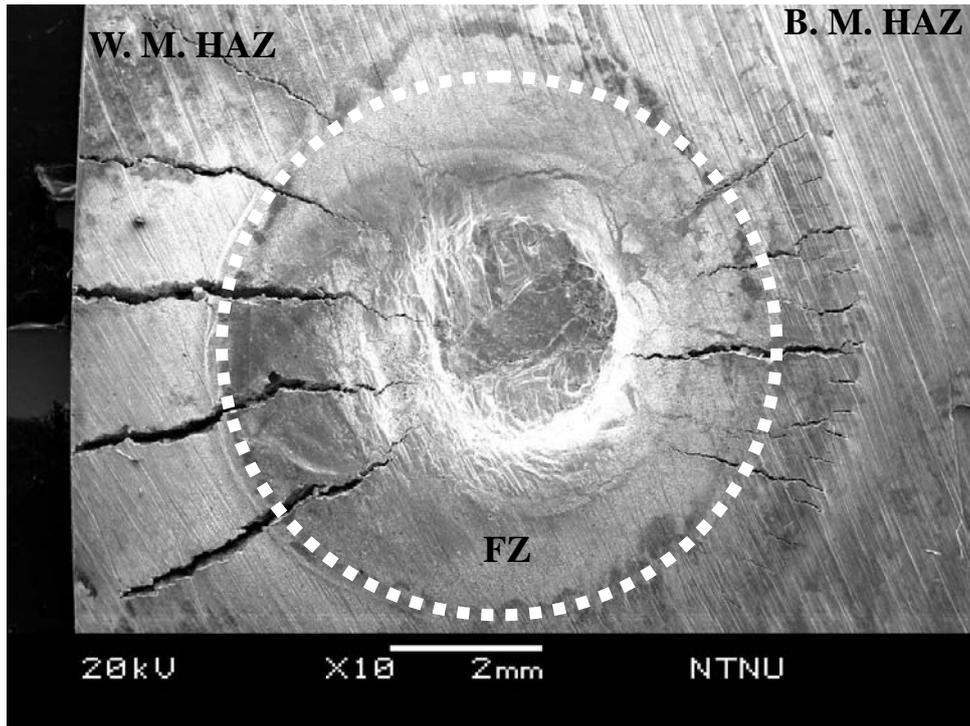


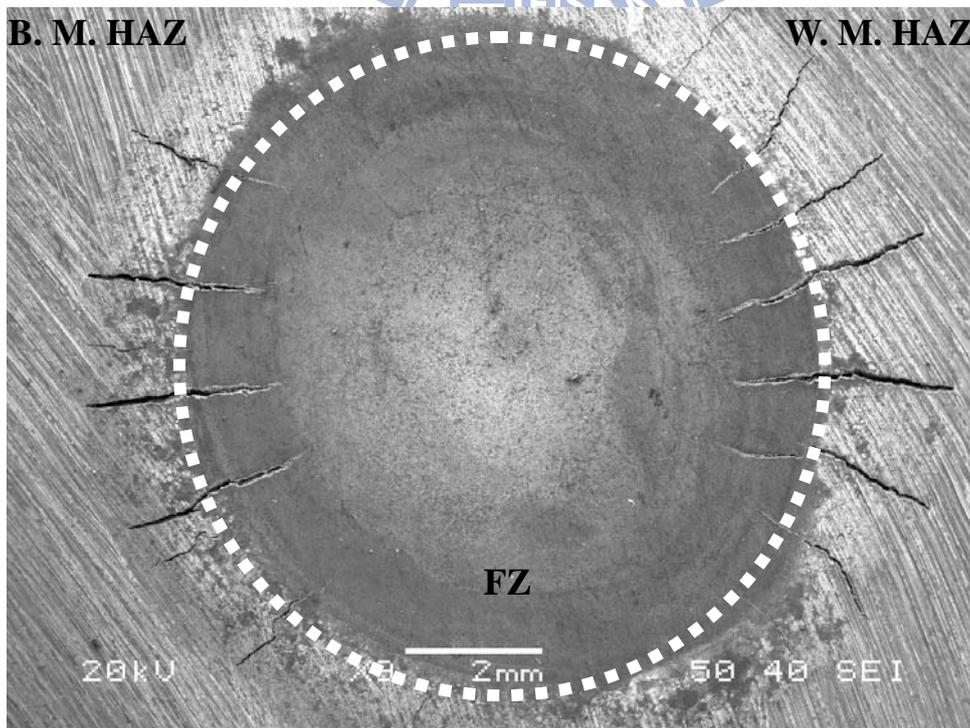
圖4-5 W.M. HAZ 與 B. M. HAZ位置示意圖

實驗結果發現 AZ61 與 AZ80 熱影響區之裂縫大多集中於 W. M. HAZ，而 B.M. HAZ 之熱裂縫在數量與長度上明顯比 W. M. HAZ 來得少，如圖 4-6 所示。將 AZ61 與 AZ80 鎂合金經過 1%、3%與 5%之外加應變量下，將其

熱影響區中的熱裂縫長度依照 W. M. HAZ 及 B. M. HAZ 分別計算中，結果如圖 4-7 與 4-8。圖 4-7 顯示著有經過熱循環次數之試片，AZ61 熱影響區的熱裂縫主要集中在 W. M. HAZ，僅有少部分存在於 B. M. HAZ。比較特別的是在三種應變量之下，三次熱循環 W. M. HAZ 之裂縫總長度均比一次熱循環之裂縫總長度短，而在 B. M. HAZ 則沒有此現象發生。圖 4-8 顯示 AZ80 熱影響區的熱裂縫平均分佈在 W. M. HAZ 與 B. M. HAZ，且 W. M. HAZ 熱裂縫總長度隨著熱循環次數增加而增加。分析其原因可能是經過走鐸後未實施調質處理又實施點鐸式可調應變試驗後形成之 W. M. HAZ，在此區中會產生晶粒粗化以及析出物在晶界偏析之現象，而析出物屬於低熔點合金，在鐸接過程中因受熱使得熱影響區之晶界裡面的析出物熔融，形成液化晶界區(部分熔融區，Partially Melted Zone, PMZ)，同時又受到可調應變試驗機之拉力進而產生液化熱裂縫，導致 W. M. HAZ 有較高的熱裂敏感性，此部分可由 EDS 成分分析看是否有析出物在晶界，將於 4.1.5.1 節中說明。

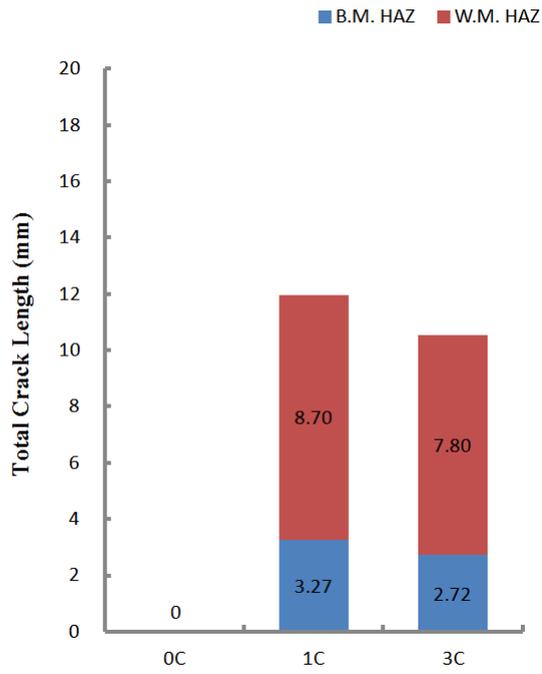


(a)AZ61

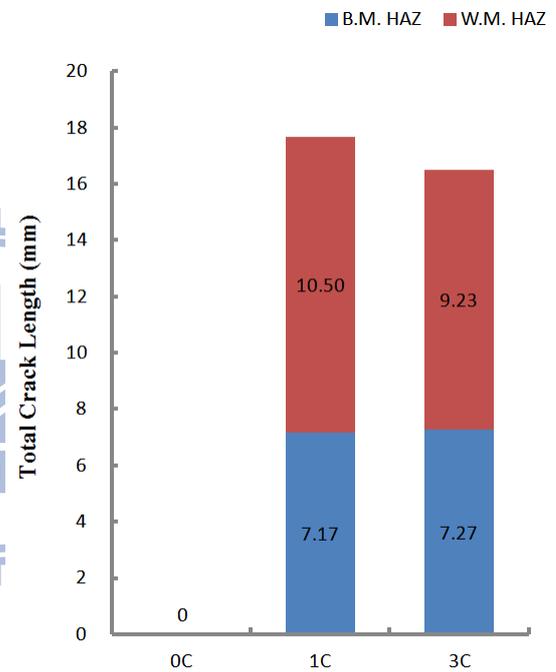


(b)AZ80

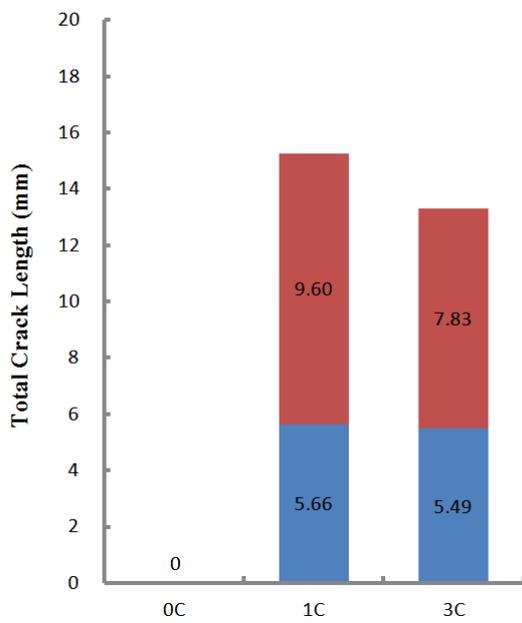
圖4-6 W.M. HAZ與B.M. HAZ之熱裂縫分佈:(a)AZ61; (b)AZ80



(a)1%外加應變

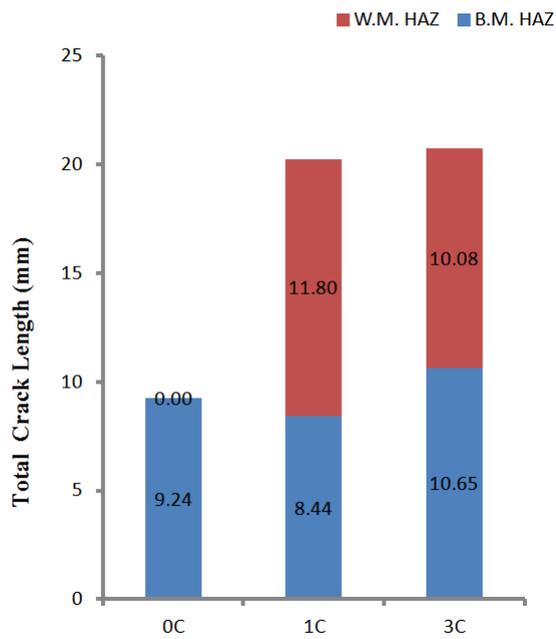


(b)3%外加應變

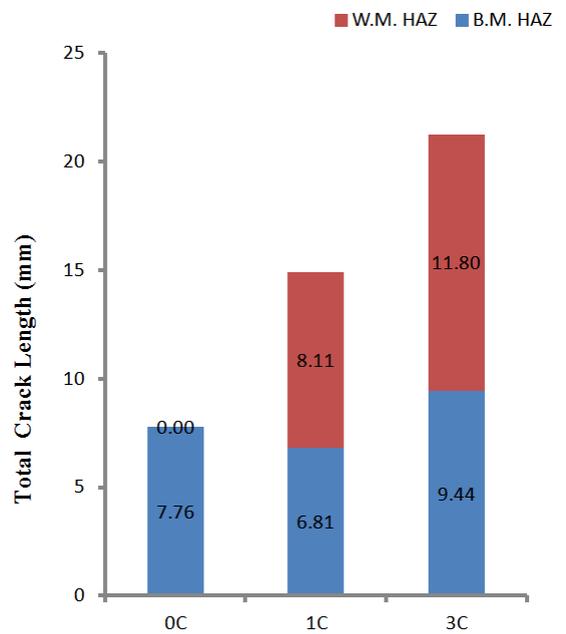


(c)5%外加應變

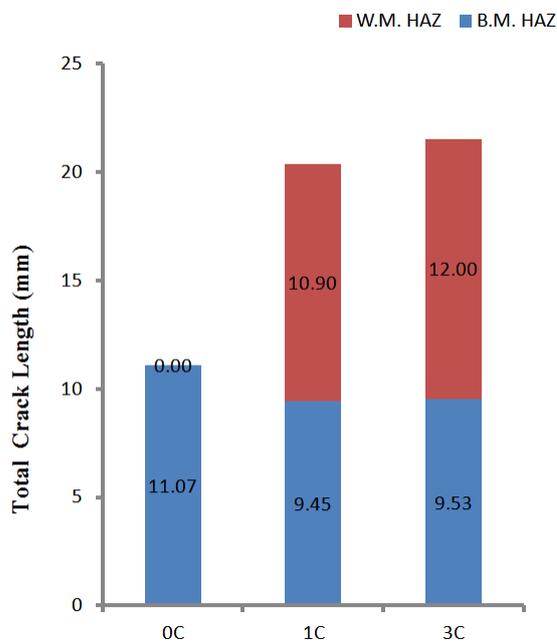
圖4-7熱循環次數對AZ61之B. M. HAZ與W. M. HAZ熱裂縫之影響



(a) 1% 外加應變



(b) 3% 外加應變



(c) 5% 外加應變

圖4-8熱循環次數對AZ80之B. M. HAZ與W. M. HAZ熱裂縫之影響

4.1.2 三種鎂合金之熱裂敏感性比較

熱裂縫產生在熔融區係因材料在凝固末期，低熔點之共晶成分被推擠到晶界，而形成液態薄膜，此液態薄膜若多且連續，將批覆在已凝固之晶粒上，再加上外加應變之拉應力作用即形成裂縫；在熱影響區之熱裂縫係因偏析在晶界處之低熔點合金成分，在銲接時的加熱過程中，造成這些低熔點合金成分液化或晶界液化，在冷卻過程受拉力作用而造成，兩者之形成均與晶界之液化有關係，且熱裂縫均是沿著晶界產生，故熱裂縫屬於沿晶式破壞。

就不同鎂合金之比較：AZ31 經過多重熱循環後對銲件熱影響區熱裂縫敏感性並無明顯之影響；AZ61 與 AZ80 經過多重熱循環後對銲件熔融區熱裂縫敏感性並無明顯之影響，但對熱影響區卻有顯著之影響。且隨著熱影響區次數增加，AZ61 熱影響區之 W. M. HAZ 熱裂縫總長度會降低，AZ80 熱影響區之 W. M. HAZ 熱裂縫總長度則是增加。

造成三種鎂合金在銲道金屬熱影響區裂縫總長度的差異，可從 Mg-Al 二元相圖[88]中來解釋。圖 4-9 中可看出 AZ31、AZ61 與 AZ80 中因 Al 含量多寡造成固相線與液相線之間的溫度差異，此段溫度差異範圍即是部分熔融區，含 Al 量高的 AZ80 與 AZ61 其部分熔融區遠比 AZ31 寬。

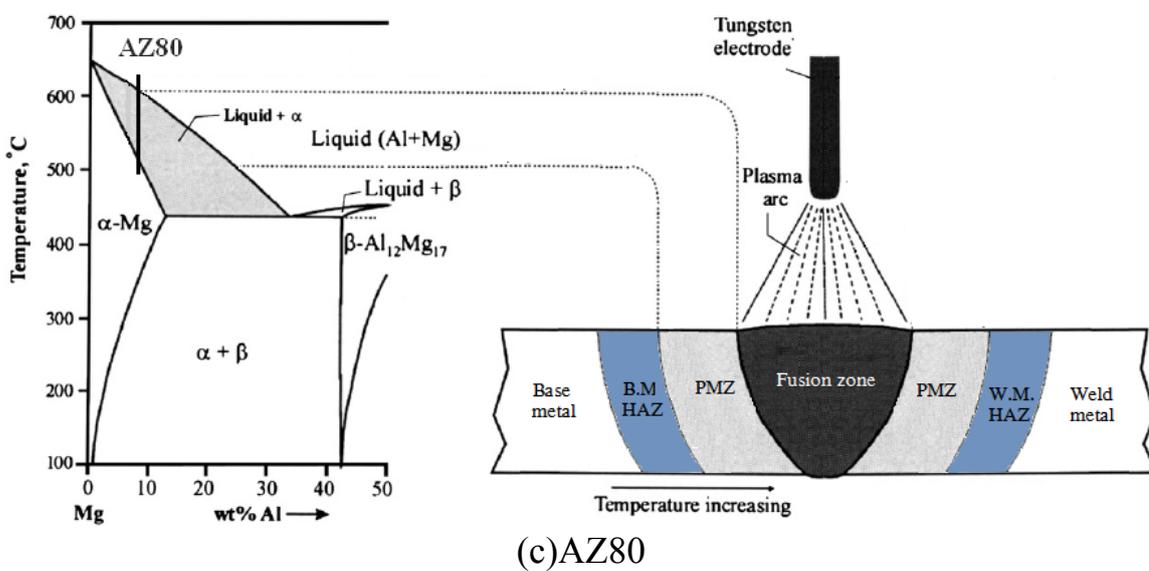
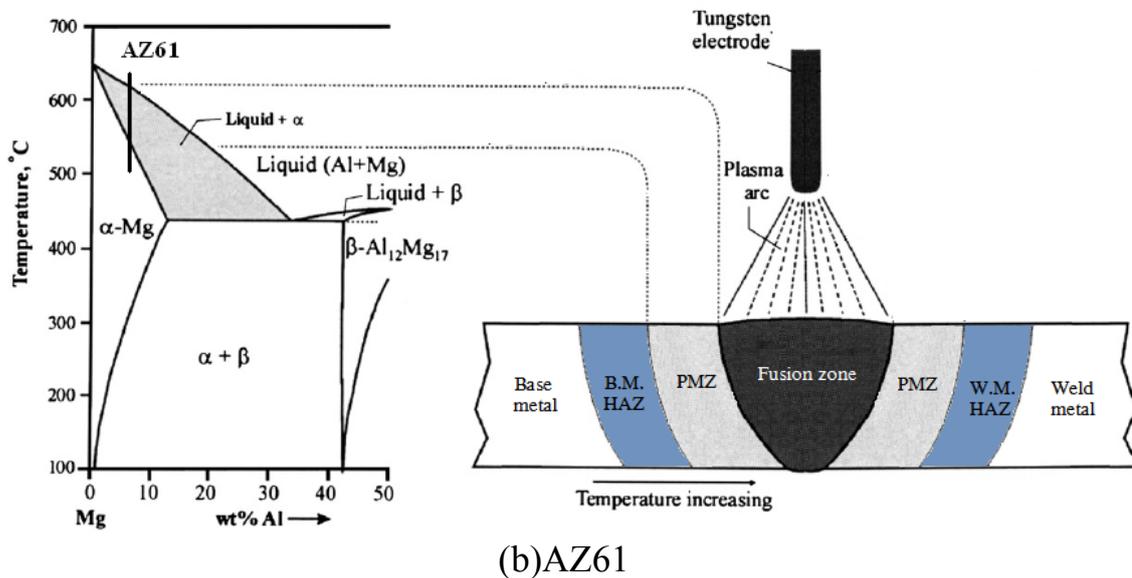
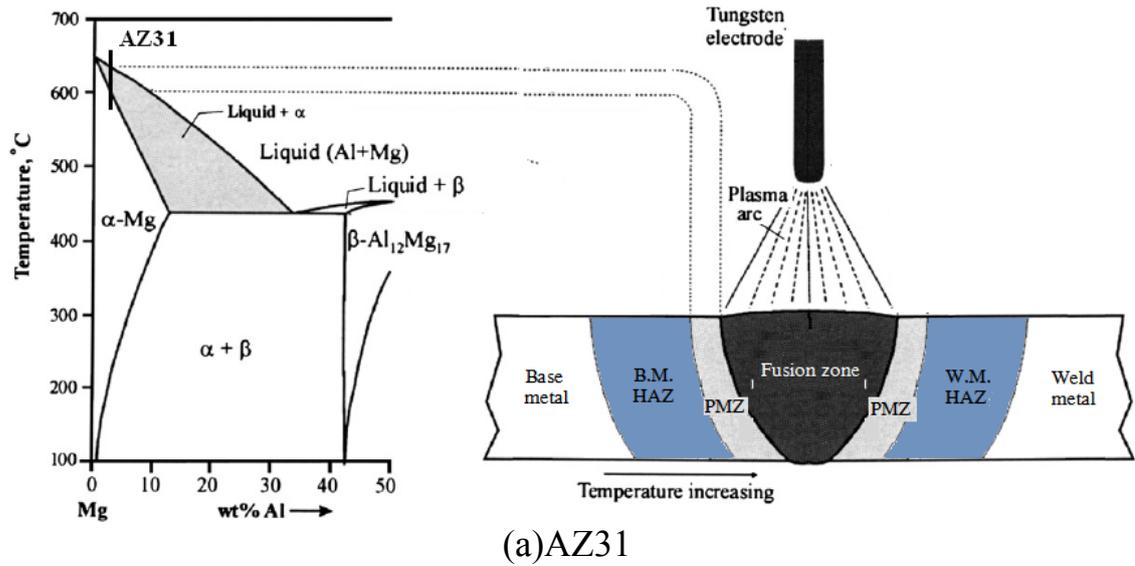


圖4-9 鎂鋁二元相圖及其PMZ分佈狀況[88]

進行可調式應變點鐸時，鐸接位置介於母材與經過走鐸時產生的鐸道金屬之間。而鐸道金屬經過熔融和凝固，因此在鐸道金屬的晶界會有 $Mg_{17}Al_{12}$ 聚集在晶界中，如圖 4-10。此時再受到可調式應變點鐸所帶來的熱量，W. M. HAZ 中的部分融化區之晶界中的 $Mg_{17}Al_{12}$ 開始液化，同時受到外加應變量將固液共存區中液態 $Mg_{17}Al_{12}$ 拉開，進而生成 W. M. HAZ 中的熱裂縫。

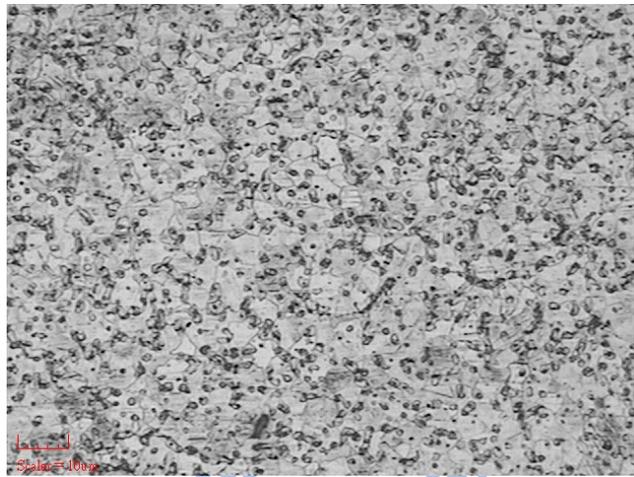


圖4-10 鐸道金屬之 $Mg_{17}Al_{12}$ 分佈

AZ61 與 AZ80 因為 Al 含量較高，容易在鐸道金屬的晶界中聚集大量的 $Mg_{17}Al_{12}$ ，因此在點鐸的過程中，因受熱造成液化晶界區較為寬廣，使得 W. M. HAZ 液化熱裂縫之總長度也增加。因此 AZ61 與 AZ80 在鐸道金屬熱影響區中有較嚴重的熱裂縫敏感性。

4.1.3 外加應變量與熱裂縫方向之關係

在較大之外加應變量之下，鐸道與熱影響區均承受較大之拉應力，此應力將使熔融區凝固末期晶界之固體連橋(Solid network)及熱影響區因晶界

液化均產生分離而形成裂縫。以受力方向而言，與拉應力成 90 度方向位置受力最大，所以熱裂縫集中於此方向(6 與 12 點鐘方向)，與拉應力平行之方向則無裂縫產生。

4.1.4 熱裂縫觀察

將鎂合金試片從 W.M. HAZ 中的熱裂縫取橫截面當試片(如圖 4-11)，並進行研磨、拋光及腐蝕後進行 SEM 觀察。由圖 4-12 為 AZ61 經過三次熱循環之熱裂縫截面圖，可以清楚看到在晶粒與晶粒之間有析出物析出，在圖 4-12(a)可看到一條裂縫與一條沿著晶界連結而成的白色條狀的析出物。在裂縫的邊緣處可以看出有析出物(裂縫表面之白色部分)附著，形成此現象的原因應是低熔點析出物或共晶合金受熱導致晶界液化，而此液態合金無法承受應力，所以這些固體連橋在凝固收縮時又必須承受絕大部份的應力，進而被應力拉開形成熱裂縫，此處即符合 Borland 的熱裂縫形成機制[38]，而沿著晶界析出白色條狀析出物應是 $Mg_{17}Al_{12}$ 相。

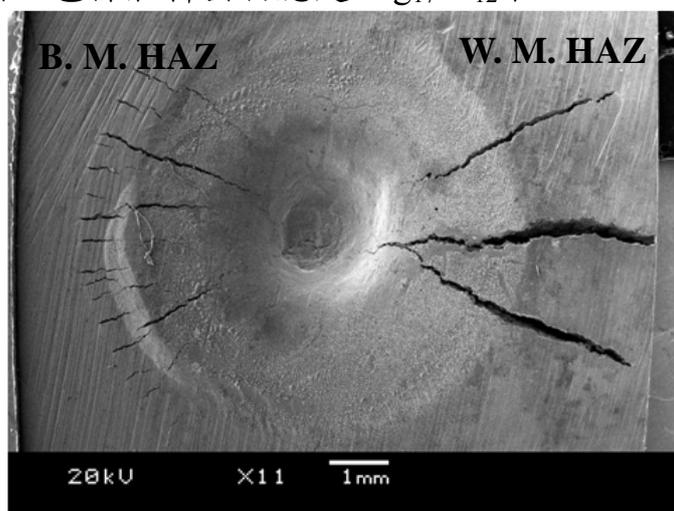
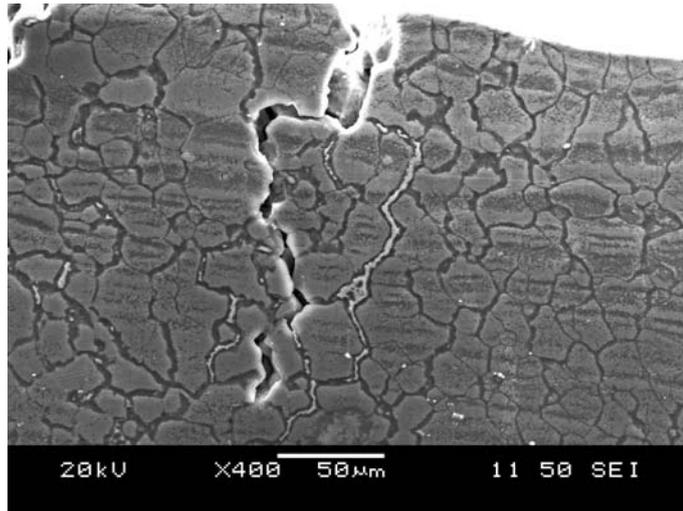


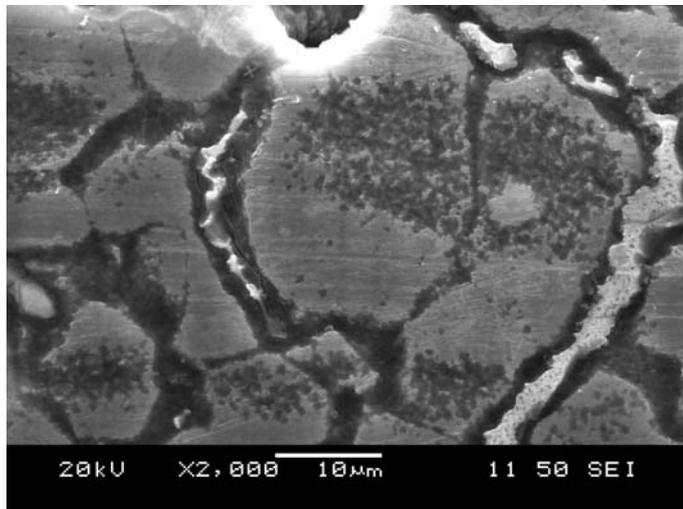
圖4-11 熱裂縫橫截面試片取樣示意圖

在低倍率 SEM 觀察時沒有看到明顯的裂縫，原因可能是兩處距離太近，大部分拉力集中在左側被拉開的裂縫，剩餘的拉力沒辦法拉開右側之金屬薄膜待冷卻後則形成晶界上的析出物。在圖 4-12(c)將析出物放大至 5000 倍，發現到析出物旁與晶粒之間有微小的裂縫，顯然此處也受到拉力影響，但是並沒有完全將此液態低熔點合金拉開，最後在晶界中凝固形成析出物。此外可看出整條析出物是沿著晶界析出，若凝固過程中受到拉力影響會產生沿晶界的裂縫，而熱裂縫破斷的特徵就是屬於延晶式的破壞，所以本研究鎂合金的裂縫屬於熱裂縫。

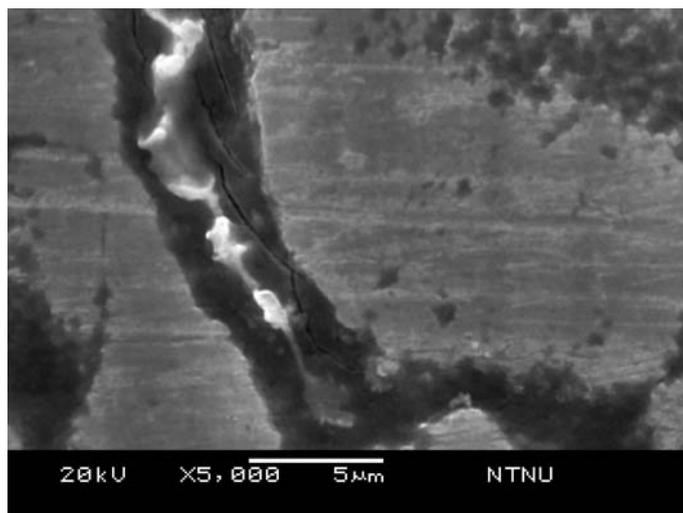
此外在 AZ31(如圖 4-13)與 AZ80(如圖 4-14)之 B.M. HAZ 的裂縫旁晶界處也有 $Mg_{17}Al_{12}$ ，微小裂縫也出現在 $Mg_{17}Al_{12}$ 與晶粒(α 鎂)之間的區域，換言之，在最後凝固過程中晶界處若沒有 $Mg_{17}Al_{12}$ 之液態金屬則沒有辦法形成裂縫。證實晶界上的低熔點 $Mg_{17}Al_{12}$ 是造成鎂合金熱裂的成因之一。



(a) AZ61 W. M. HAZ 裂縫

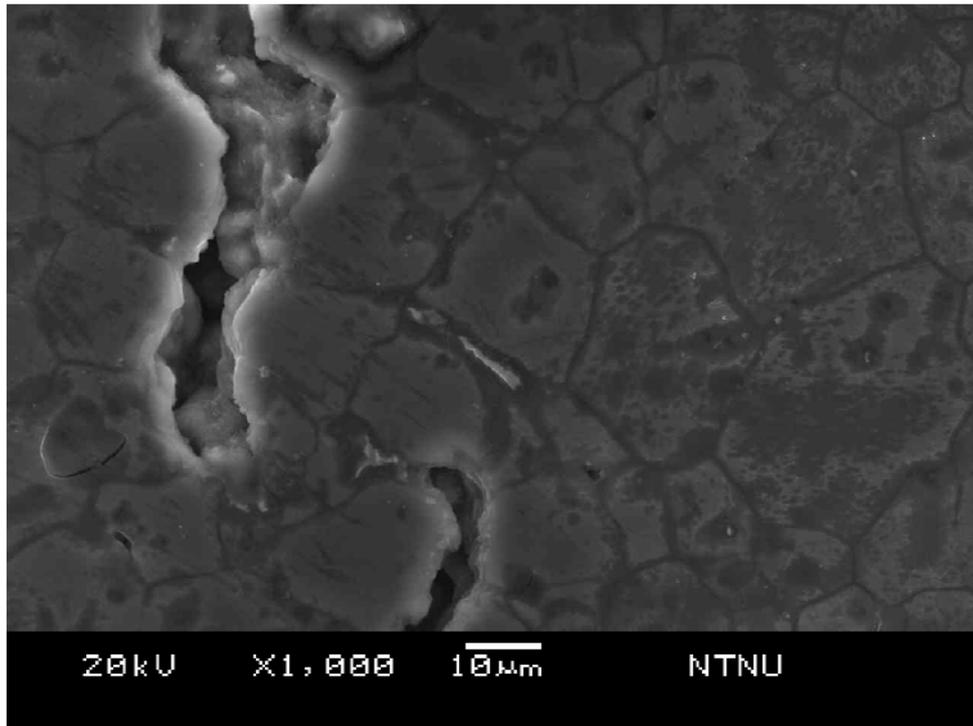


(b) 2000X

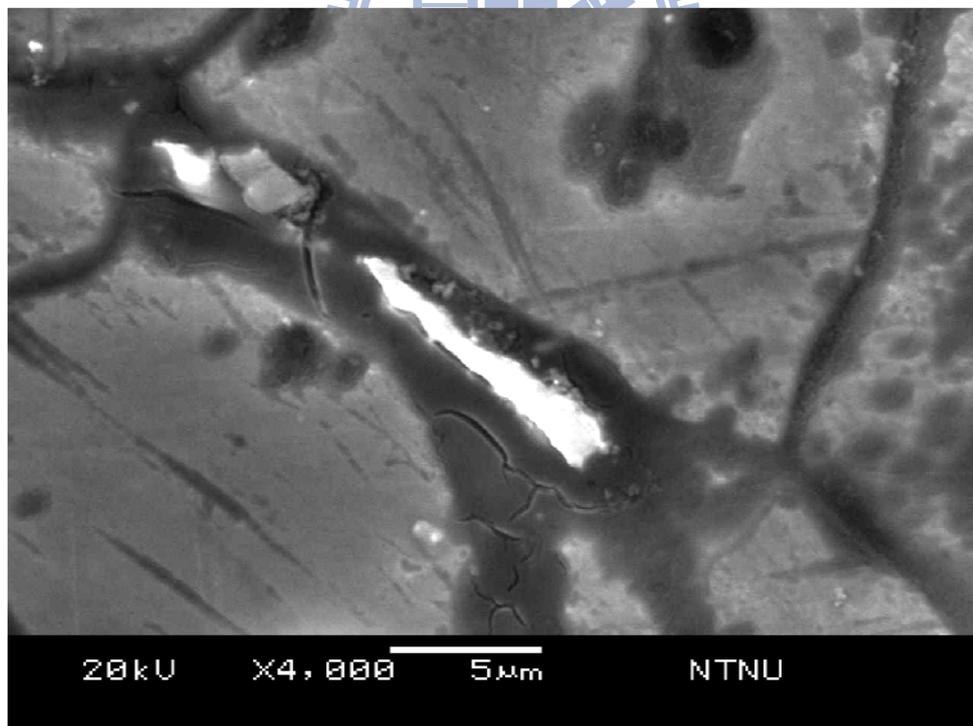


(c) 析出物旁之微裂縫-5000X

圖4-12 AZ61鎂合金熱裂縫與析出物

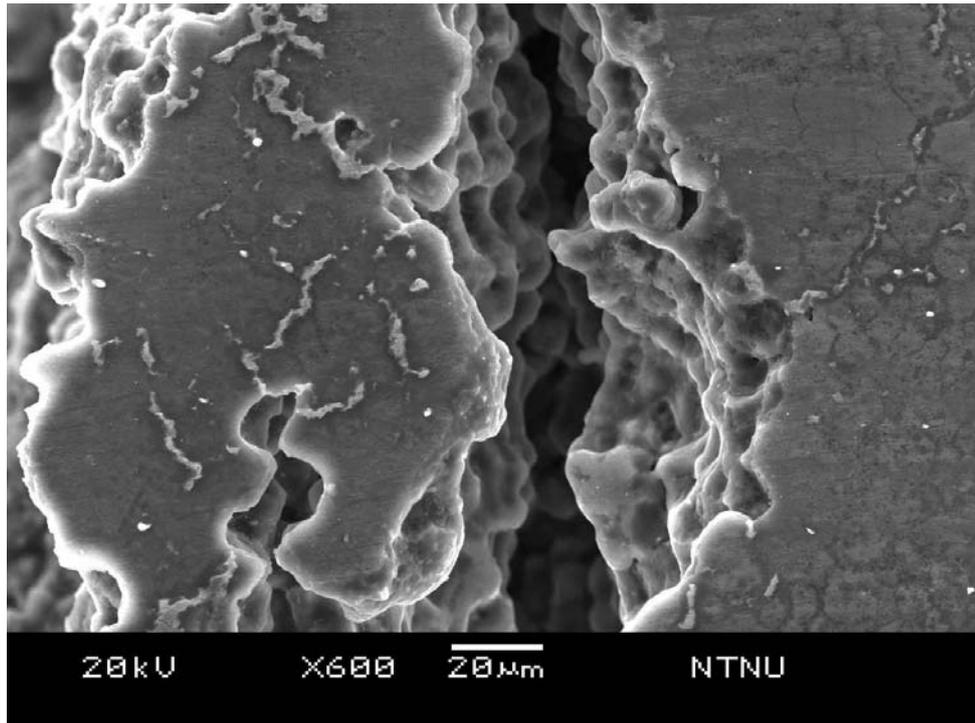


(a) AZ31 W.M. HAZ 之裂縫

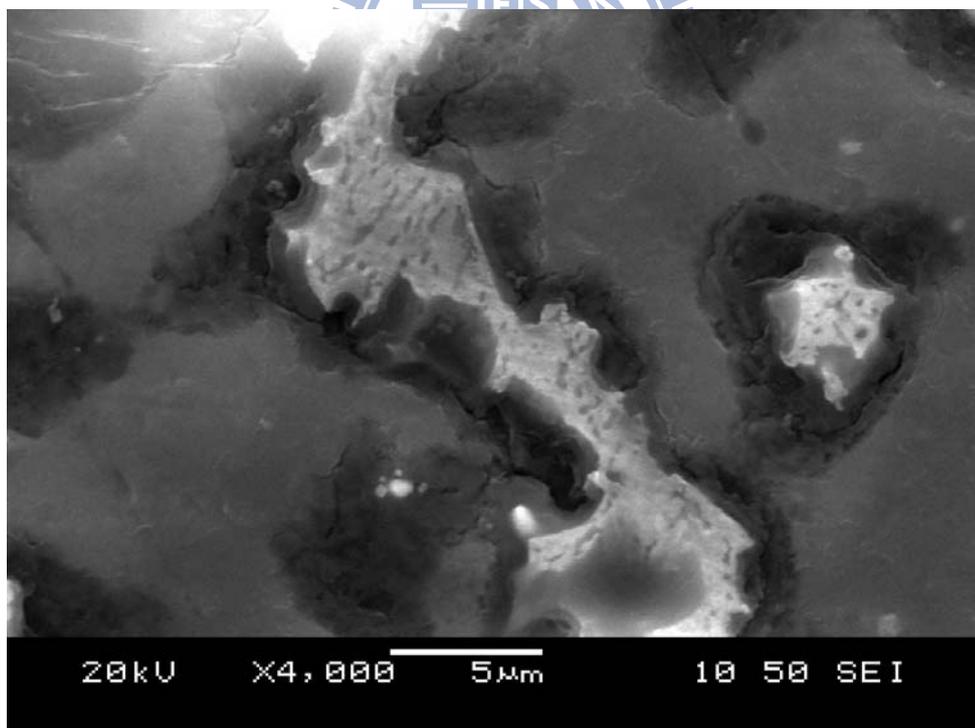


(b) 析出物旁之微裂縫

圖4-13 AZ31鎂合金熱裂縫與析出物



(a) AZ80 W. M. HAZ 之裂縫



(b)析出物旁之微裂縫

圖4-14 AZ80鎂合金熱裂縫與析出物

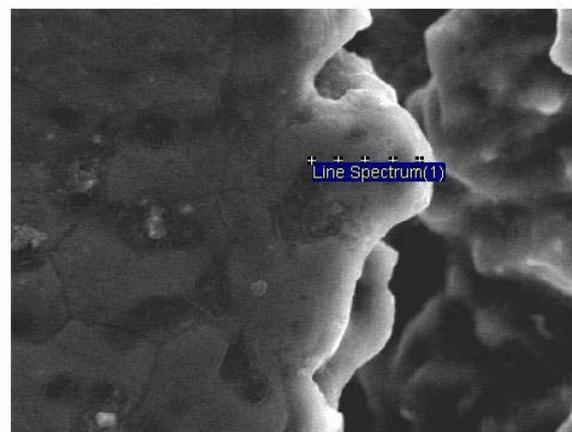
4.1.5 EDS 成分分析

4.1.5.1 W.M. HAZ 晶界分析

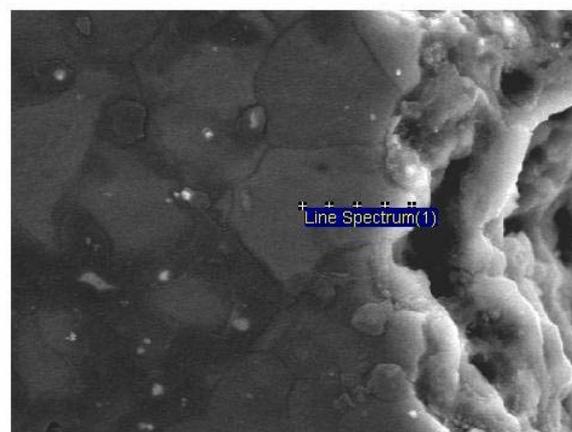
在HAZ的熱裂縫可能為液化熱裂縫或延性降低熱裂縫[31]，本研究中HAZ的裂縫屬於液化熱裂。而HAZ液化熱裂有兩種：一是純粹是晶界液化，因為晶界在材料之凝固過程中是最後凝固的部分，銲接過程熱量輸入會造成熱影響區之晶界部分(熔點最低)會液化；二是在HAZ晶界處有偏析的合金或低熔點雜質成分，進而降低晶界處的熔點，使得在銲接過程中生成液化金屬膜。

本實驗使用AZ61經過一次與三次熱循環之試片，分析銲接金屬熱影響區內裂縫的晶界進行EDS分析，分析位置如圖4-15所示。AB線段為跨過晶界之掃瞄路徑，AB線段之間分成五等分，每等分長度為 $3\mu\text{m}$ 。圖4-16(a)為沿著AB線段Al之成分分析，由分析結果可以明顯看出在晶界處有Al之偏析現象發生。在一次熱循環時晶界之Al含量為15.6 wt%比原母材之6.0 wt%高出許多；在三次熱循環後降低為10 wt%，此數值與母材相比高出4 wt%。圖4-16 (b)為沿著AB線段Zn之成分分析，由分析結果可以明顯看出在晶界部分有Zn之偏析現象發生。在一次熱循環時晶界之Zn含量為1.37wt%，與母材本身之1 wt%相接近。顯示AZ61鎂合金在部分熔融區合金元素的偏析現象嚴重，Kou與Cheng等人曾以鋁合金為研究對象[89-90]，在部分熔融區找出合金元素Cu偏析在晶界的現象。Kou發現到合金元素的偏析是造成熱裂縫

的原因，與本研究之研究現象不謀而合。鎂合金在凝固時非平衡的凝固現象造成Al成分越來越高，使得富含Al成分的鎂液態金屬($Mg_{17}Al_{12}$)之熔點降低，來不及凝固的液態金屬就被外加應變拉開形成裂縫[42]。此結果亦可說明AZ61鎂合金則是因為Al之偏析造成晶界液化而產生熱裂。另外鎂合金AZ61在3%或5%的外加應變量時，三次熱循環內晶界Al(10 wt%)、Zn(0.52 wt%)偏析的量遠比一次熱循環的含量(Al 15.6 wt% Zn1.37 wt%)來的低。

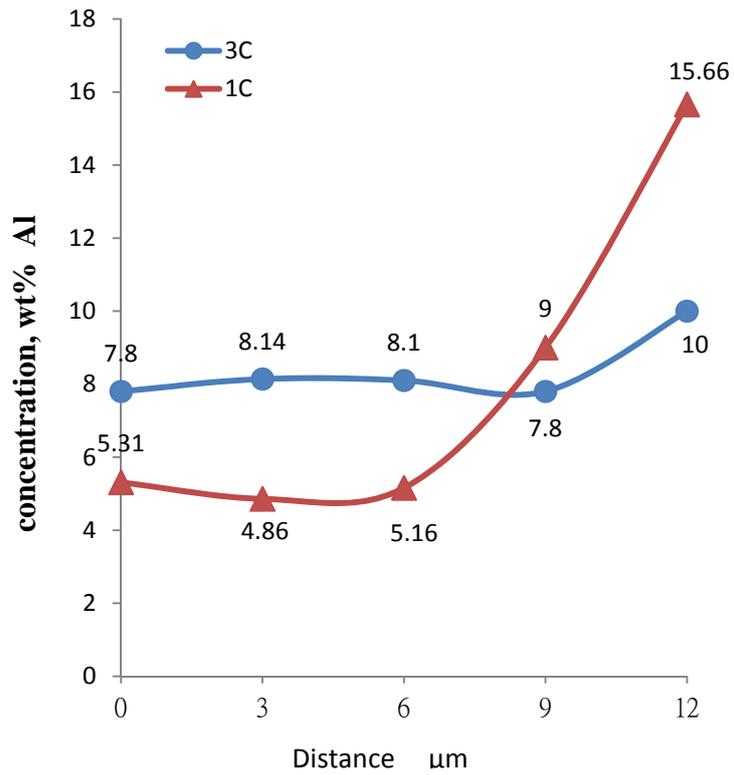


(a)一次熱循環

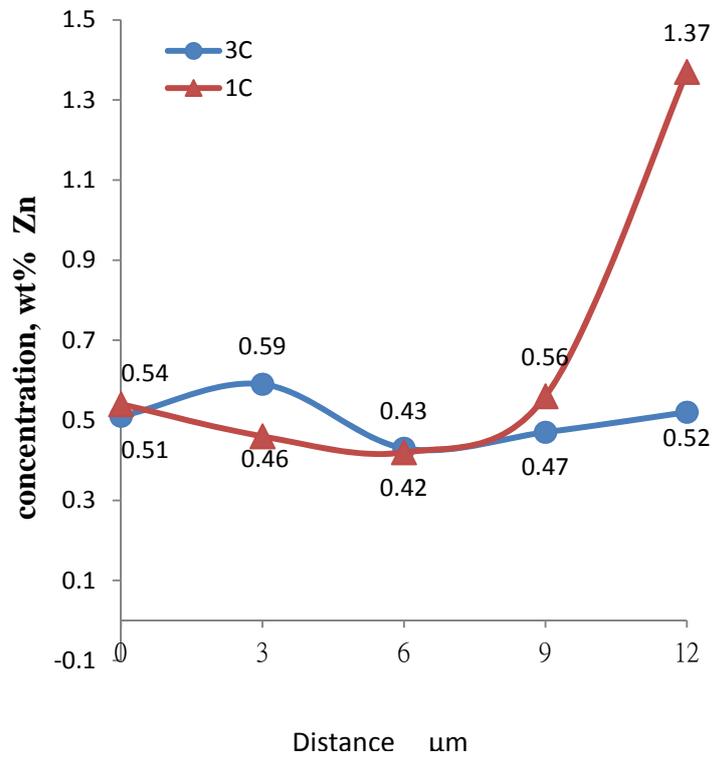


(b)三次熱循環

圖4-15 AZ61晶界之成分分析



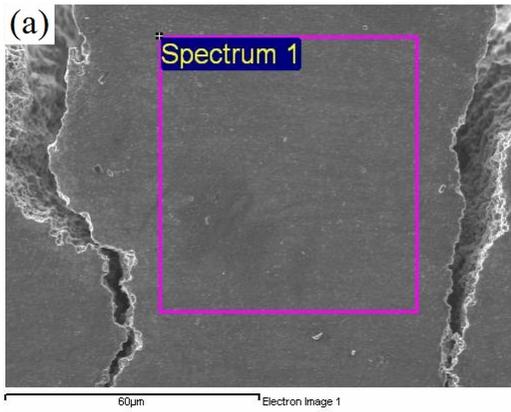
(a) 鋁含量



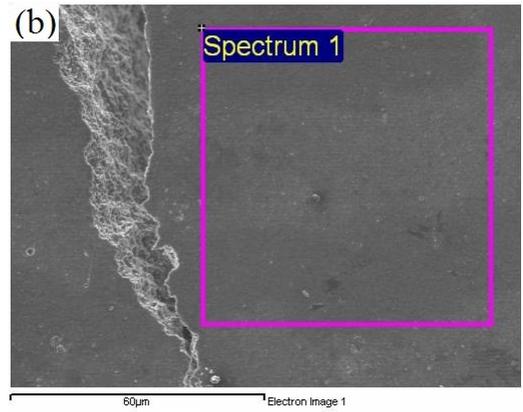
(b) 鋅含量

圖4-16 AZ61晶界分析之結果

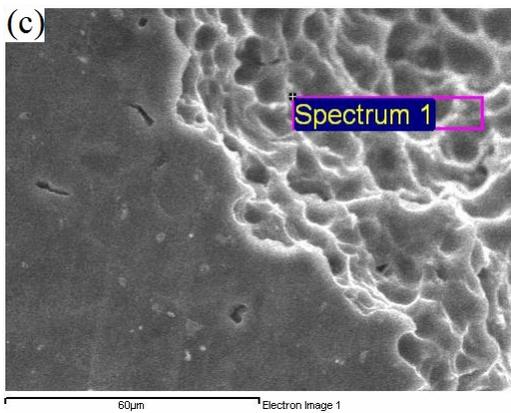
分別將 AZ61 之一次熱循環與三次熱循環試片的銲道金屬熱影響區經過 EDS 成分分析，分析位置如圖 4-17，分析結果(如表 4-1)兩者 Al 含量均為 6.9 wt%，Zn 含量約 0.7 wt%，兩者間數值差異不大且與母材成分相近，銲道金屬之成分與晶粒大小會因磊晶效應之關係造成銲道金屬成分與晶粒與母材相似，銲道金屬熱影響區內合金元素的量並沒有太大的改變。但分別對熱裂縫表面作成分分析，可看到一次熱循環的裂縫表面中 Al 含量有 11 wt%，而三次熱循環的裂縫表面中 Al 含量有 8 wt%，很明顯看到 Al 的含量降低。原因是三次熱循環有較多的熱輸入量，使部分的 Al 與 Zn 元素經高溫後氣化導致元素成分降低，氣化消失的合金含量將會造成熱裂縫表面 Al 與 Zn 元素含量下降(如表 4-1)。Al 與 Zn 的熔點與沸點分別為 660/2060°C，420/750°C [91]，而在依據本實驗規劃使用 2.4mm 直徑之鎢棒電極與母材相聚 2.4mm 的距離，其電弧溫度可達 8000°C 以上(如圖 4-18) [92]，故可解釋 Al 與 Zn 經過多次銲接後部分含量已經氣化。如此也能說明在三次熱循環時晶界 Al 的偏析量比一次熱循環低的現象(圖 4-15)。因此三次熱循環時尚未凝固液態金屬中的 Al 含量較少，所以其熔點溫度會比一次熱循環時高，所以形成的熱裂縫長度會比較短，故呈現圖 4-7(a)三次熱循環平均長度(11.6mm)比一次熱循環(13.7mm)短的現象。



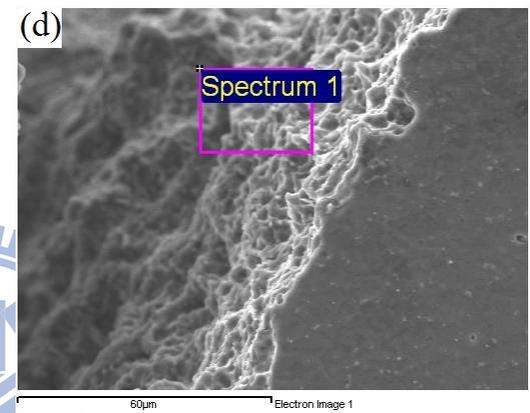
(a) 一次熱循環之
銲道金屬熱影響區分析位置



(b) 三次熱循環之
銲道金屬熱影響區分析位置



(c) 一次熱循環之
熱裂縫表面分析位置



(d) 三次熱循環之
熱裂縫表面分析位置

圖4-17 AZ61成分分析位置圖

表4-1 EDS成分分析圖4-15之合金元素含量 (wt%)

分析區域	合金元素		
	Al	Zn	Mg
一次熱循環的銲道金屬 HAZ	6.92	0.71	Bal.
三次熱循環的銲道金屬 HAZ	6.94	0.64	Bal.
一次熱循環的熱裂縫表面	11.06	1.49	Bal.
三次熱循環的熱裂縫表面	8.7	0.71	Bal.

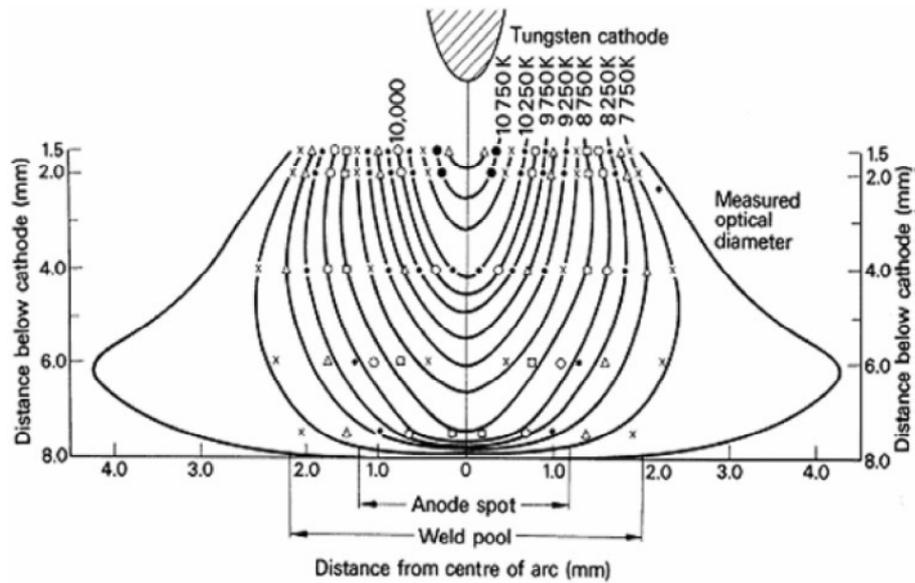
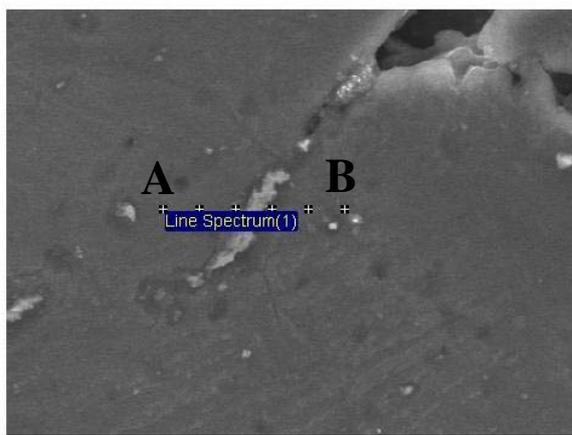
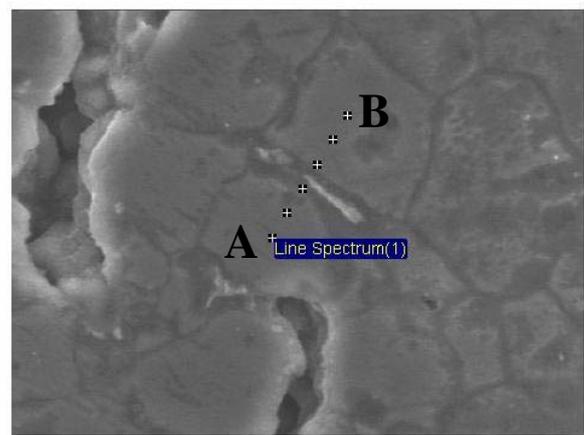


圖4-18 GTAW銲接溫度分佈圖(銲接電流100A) [92]

圖4-19與4-20為AZ31與AZ80經過一次與三次熱循環後熱裂縫之分析圖，AB線段為跨過晶界之掃描路徑。圖4-21與4-22為沿著AB線段Al之成分分析，由分析結果可以明顯看出AZ31與AZ80在晶界處有Al與Zn元素的偏析現象發生。

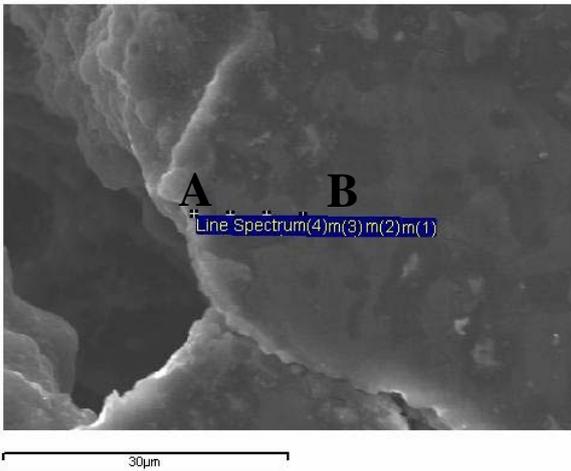


(a)一次熱循環

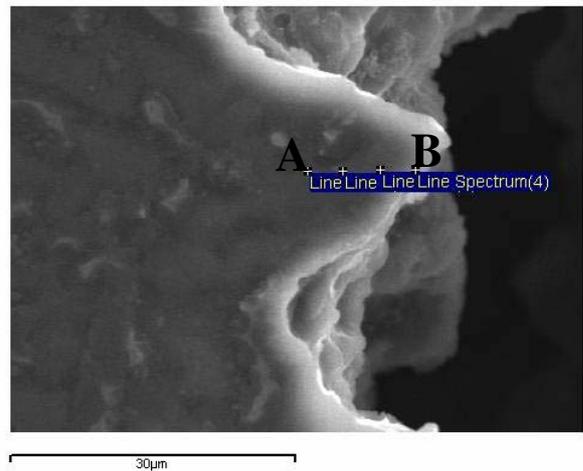


(b)三次熱循環

圖4-19 AZ31晶界之成分分析



(a) 一次熱循環



(b) 三次熱循環

圖4-20 AZ80晶界之成分分析

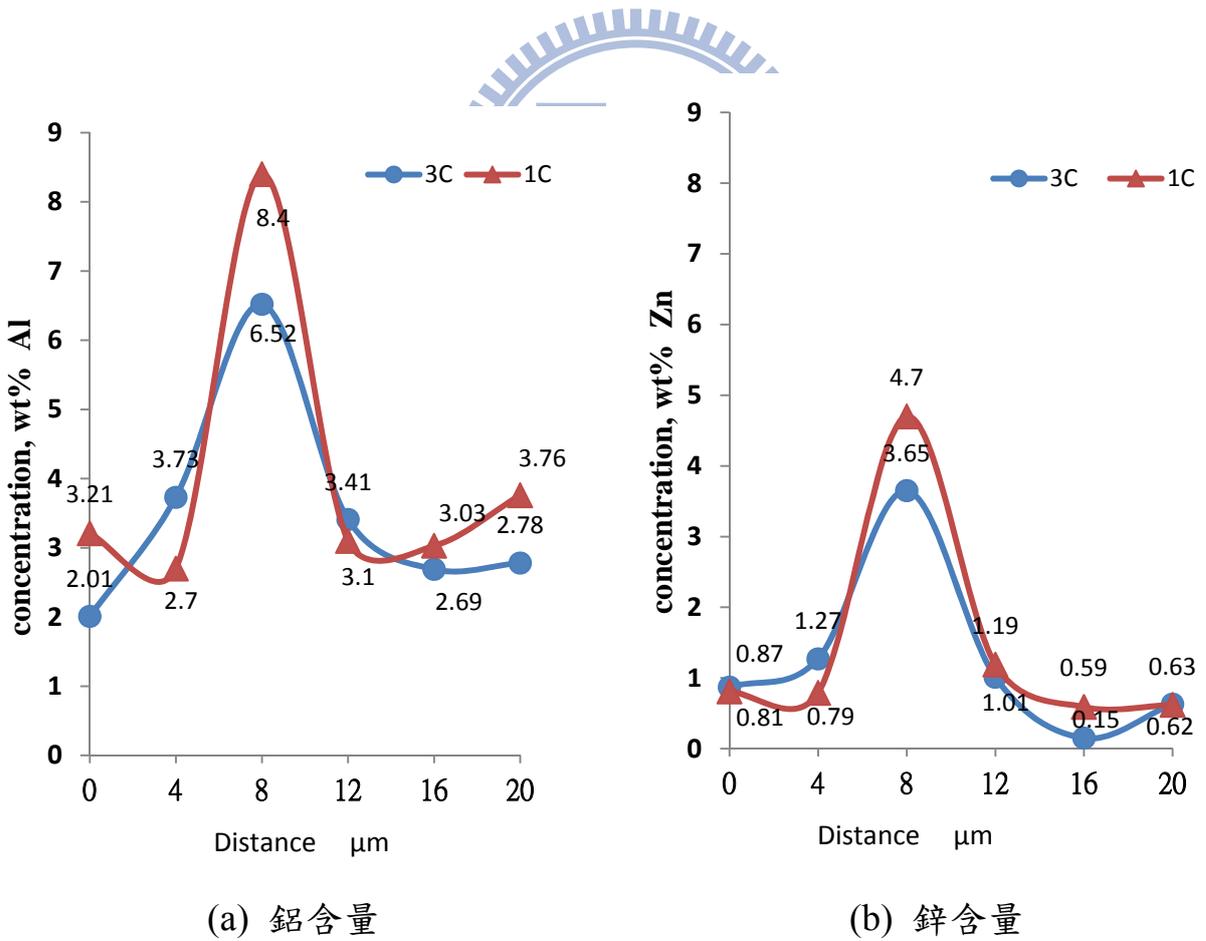


圖4-21 AZ31晶界分析之結果

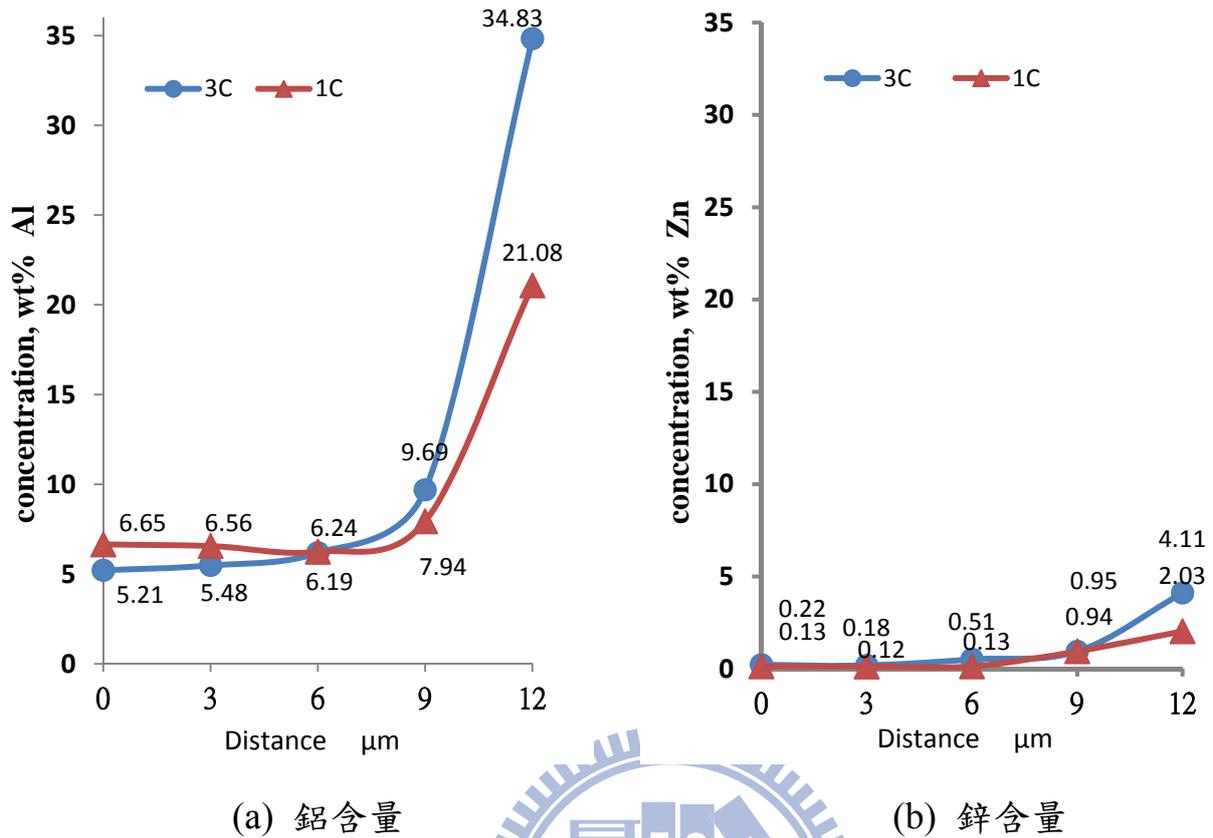


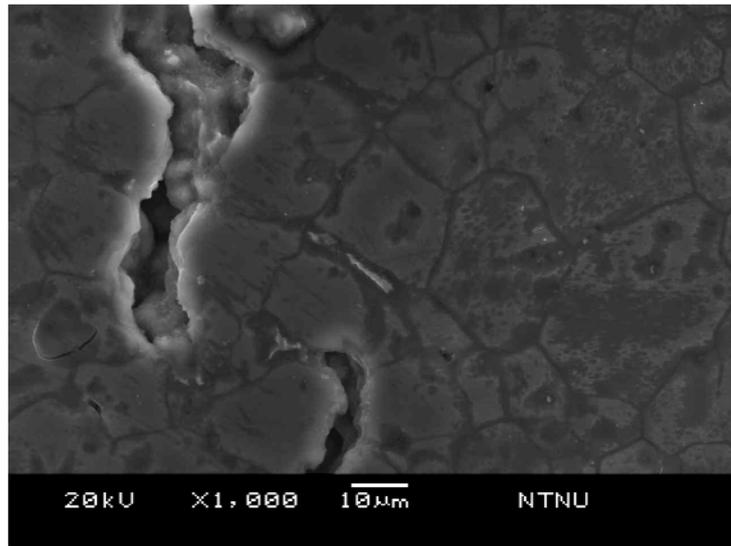
圖4-22 AZ80晶界分析之結果

AZ31在經過一次與三次熱循環後，顯示出三次熱循環晶界中的Al偏析量(6.52wt%)比一次熱循環(8.4wt%)來要低。此現象與AZ61相同，在經過多次熱循環的條件下，部分合金元素已經有氣化之現象，導致在晶界偏析的量比較低。

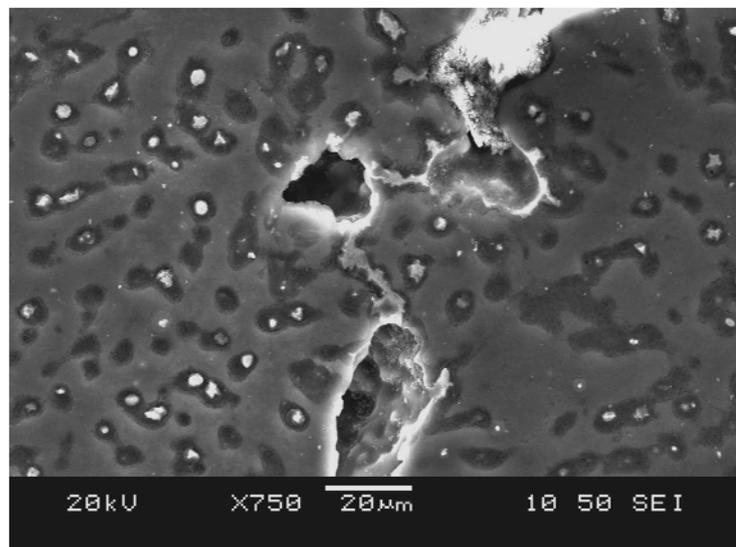
AZ80之試片經過三次熱循環後晶界中的Al含量達到34.83 wt%，而一次熱循環之Al含量為21.08 wt%。這現象即符合Cheng的研究發現[90]，隨著熱循環次數增加，合金元素的偏析量也會隨著增加。在三次熱循環時的裂縫總長度遠比一次熱循環長度長，也說明了Al偏析形成 $Mg_{17}Al_{12}$ 是造成熱裂縫形成的原因。因此Al含量越高形成之 $Mg_{17}Al_{12}$ 越多， $Mg_{17}Al_{12}$ 越多就容易產

生熱裂縫，所以鎂合金中Al含量的多寡可為評估鎂合金熱裂敏感性的條件[93]。值得一提的是，AZ80在三次熱循環時Al的偏析量沒有因為多重熱循環而使Al元素氣化，可能的原因推估是AZ80之Al含量較高，雖然熱輸入量會造成Al元素氣化但餘下之Al仍夠造成大量的低溶點 $Mg_{17}Al_{12}$ 。如圖4-23所示，在AZ61的低溶點 $Mg_{17}Al_{12}$ 呈現散佈的點；而AZ80的 $Mg_{17}Al_{12}$ 均勻的散佈在試片中，顯示著氣化現象並沒影響到 $Mg_{17}Al_{12}$ 之形成。若將AZ80鎂合金在經過多次熱循環，此網狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 重熔有可能在晶界中形成連續的條狀 $Mg_{17}Al_{12}$ ，可能會使得熱裂縫數目與長度都增加。

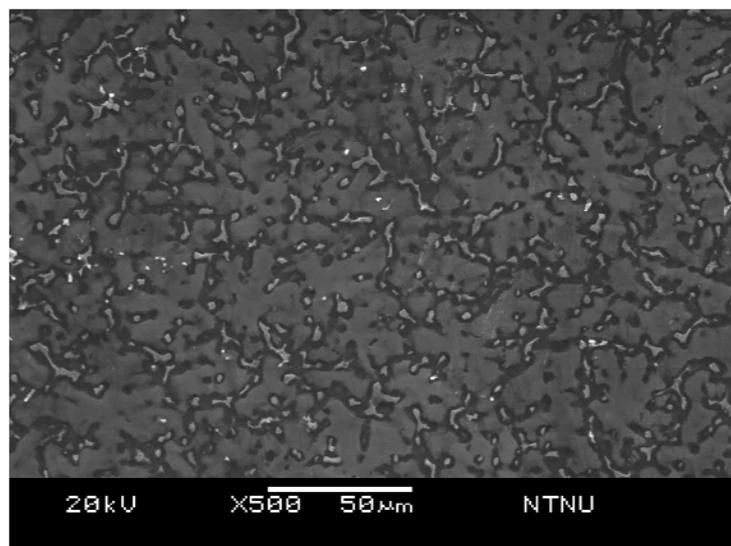




(a) AZ31



(b) AZ61



(c) AZ80

圖4-23 $Mg_{17}Al_{12}$ 在W.M. HAZ分佈之情況

4.1.5.2 析出物分析

上述提到白色析出物為 $Mg_{17}Al_{12}$ ，為證實此成分取AZ61之M.W. HAZ試片並使用EDS來分析其成分，分析位置如圖4-24，成分結果呈現在表4-2。分析後的成分比例來計算分析結果應是 $Mg_{17}Al_{12}$ ，證實白色析出物是 $Mg_{17}Al_{12}$ 無誤。此外Yakubtsov[94]曾研究AZ80鎂合金利用不同熱處理程序來觀察顯微結構，其中將鎂合金AZ80加熱後自然冷卻，在SEM觀察中有呈現出 γ 鎂 $Mg_{17}Al_{12}$ (如圖4-25)，從圖中看不出有裂縫之產生。顯示著在不受外力作用下，AZ80經過加熱冷卻後在 γ 鎂 $Mg_{17}Al_{12}$ 與晶粒(α 鎂)之間並不會產生裂縫，故本實驗中的微小裂縫是因外加應力而產生的。

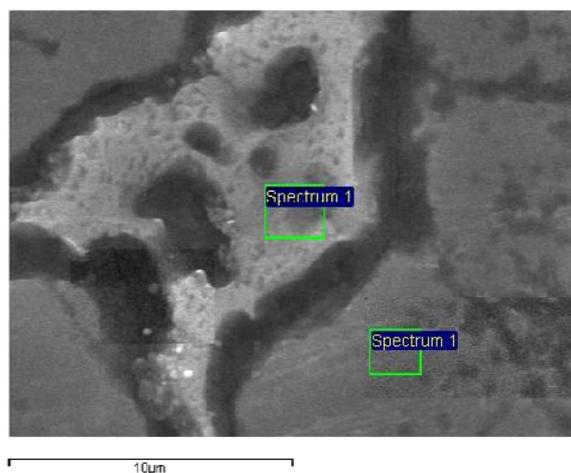


圖4-24 $Mg_{17}Al_{12}$ 成分分析之位置圖

表4-2 EDS成分分析圖4-22之合金元素含量 (wt%)

合金元素	Al	Zn	Mg
$Mg_{17}Al_{12}$	33.69	5.43	Bal.
晶粒	6.29	0.6	Bal.

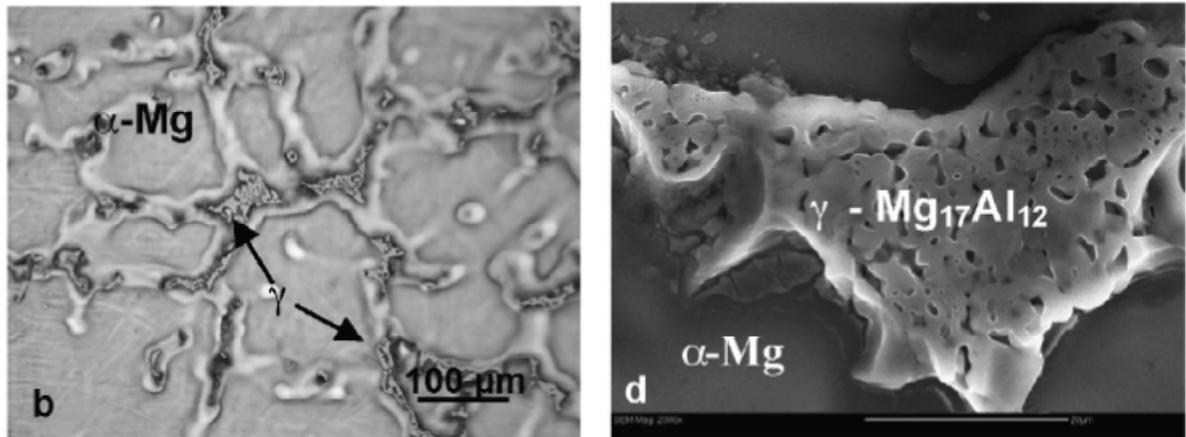


圖4-25 晶粒(α 鎂)與晶界析出物($Mg_{17}Al_{12}$) [94]

4.1.6 熱裂縫分析討論

4.1.6.1 AZ31 熱裂縫分析討論

鎂合金 AZ31 未經過走鐸時，經可調式應變機進行點鐸後，其鐸接熱裂縫均產生在熔融區(FZ)，在 B. M. HAZ 與 W. M. HAZ 等區域中並沒有熱裂縫存在。在經過一次熱循環與三次熱循環之後，大部分的鐸接熱裂縫產生在熔融區中，僅有小部分裂縫存在於 B. M. HAZ 與 W. M. HAZ。由於 AZ31Al 含量為 3 wt% 所能形成的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相較少且 $Mg_{17}Al_{12}$ 熔點較低，因此在鐸接過程中的熱量會導致 $Mg_{17}Al_{12}$ 熔融，而 $Mg_{17}Al_{12}$ 又處在晶界上，所以造成晶界的液化區域，因 Al 含量少所得產生的 $Mg_{17}Al_{12}$ 也較少，無法在晶界中形成連續的串連，故 AZ31 的熱裂縫敏感性較低。

4.1.6.2 AZ61 熱裂縫分析討論

鎂合金 AZ61 經無熱循環後，熱裂縫產生在熔融區中，HAZ 並無熱裂縫產生。而在經過一次與三次熱循環之後，可明顯看到在 W. M. HAZ

中的熱裂縫其長度較長但數量較少，且熱循環次數增加後，熱裂縫總長度會先增後降。而在 B. M. HAZ 中的熱裂縫其長度較短但數量較多。由於 AZ61 之 Al 含量提升至 6 wt% 其熔點(450°C)也隨之下降，且 $Mg_{17}Al_{12}$ 的量也會隨著 Al 含量提高而增加。因此受到銲接熱量之影響，會造成更寬廣的晶界液化區。特別注意的是 AZ61 三次熱循環的裂縫總長度比一次裂縫總長度短。經過 EDS 分析後發現，三次熱循環 W. M. HAZ 內晶界的 Al 析出量比一次熱循環少，此原因可能在多次熱循環（經三次走銲）之下造成 Al 元素的氣化。

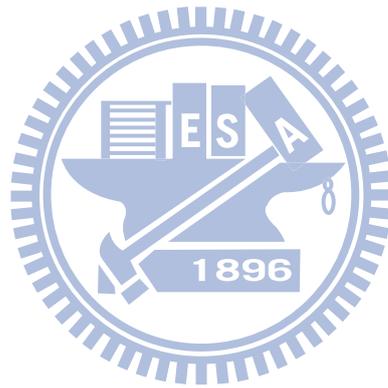
4.1.6.3 AZ80 熱裂縫分析討論

在零次、一次與三次熱循環時 AZ80 之熱裂縫分佈在熔融區與熱影響區。AZ31 與 AZ61 在無熱循環時，熱影響區並不會有裂縫出現，而 AZ80 則因鋁含量較高使得熔點(427°C)降低，且在無熱循環時熱裂縫位置由熱影響區連續到熔融區中，熔融區內尚未凝固的晶界被拉力所拉開形成熱裂縫。

在一次與三次熱循環之條件下，AZ80 之 W. M. HAZ 熱裂縫總長度比 B. M. HAZ 多 2-3mm（約 50%），且熱影響區之熱裂縫長度隨著熱循環次數增加而增加，此現象與熱裂縫理論相符合，因含有 8 wt% 的 Al 含量使得在晶界處容易有低熔點之 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出，使得各晶界中連續的 $Mg_{17}Al_{12}$ 液化，並造成晶界液化的區域範圍更加廣闊，再經過熱循環之後晶界處的

$Mg_{17}Al_{12}$ 會重融，經過越多次的熱循環其 $Mg_{17}Al_{12}$ 會因多次重融而造成連續的 $Mg_{17}Al_{12}$ 在晶界堆積。此時又受到拉力進而將液化 $Mg_{17}Al_{12}$ 拉開，產生長度更長的熱裂縫。又因液化的 $Mg_{17}Al_{12}$ 處在晶界之中，故形成延晶式破壞的銲接熱裂縫。

由上述可看出 Al 含量越多則會產生較嚴重的液化熱裂縫，並使得鎂合金之熱裂縫敏感性提升，因此 Al 含量多寡可評估鎂合金熱裂縫之指標。



4.2 鎂合金鋁後 T6 熱處理實驗分析

本實驗之熱處理溫度參考各文獻與論文[82,95-99]，三種鎂合金材料皆施以 360°C 之固溶化處理，再依照各材料之固相點來決定時效溫度。AZ31施以低溫時效處理(140°C)，AZ61與AZ80則採用 200°C 的高溫時效處理。實驗參數中2H代表時效時間為2小時，4H代表時效時間為4小時，依此類推。

4.2.1 低溫時效處理(140°C)對 AZ31 鋁件之影響

4.2.1.1 熔融區

本實驗規劃中使用AZ61為填充金屬，故熔融區材料為AZ61。圖4-26為AZ61熔融區經過2H、4H、8H與16H的低溫時效處理後之SEM圖，四組試片經過時效處理後在鋁道中晶粒並沒有發現任何 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出。造成此現象的原因應該是時效溫度低，導致時效過程中不容易讓 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出。由文獻[83]中可瞭解時效溫度越高的話，原子擴散作用較為快速。反之時效溫度越低則擴散效果較低，間接使得析出物析出不易。總和上述結果，在熔融區因AZ61之鋁元素較低與時效溫度過低，導致在SEM觀察中僅看到 α 鎂之晶粒。但仔細觀察之下，熔融區中的晶粒經過長時間的時效處理，其晶粒還是有些微之改變。在8H與16H時效處理的晶粒與2H時效相比較後，發現到晶粒內有白色組織開始呈現，在8H條件中整體晶粒有均勻的白色組織析出，而16H的條件下白色組織則呈現在晶粒中且較為集中。此白色成分證實為Al成分較高，但未能析出成 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ [100]。

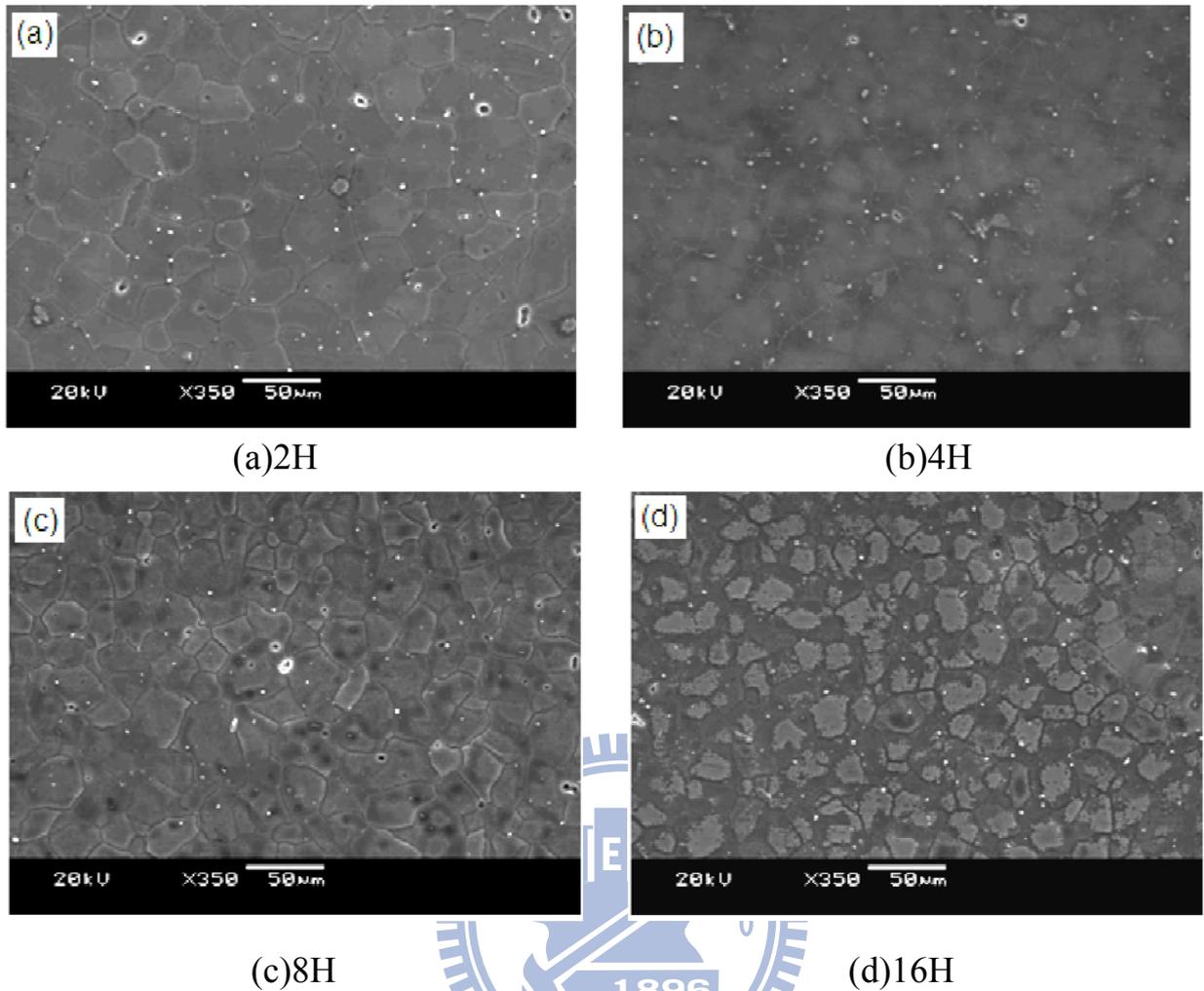


圖4-26 AZ31熱處理銲件之銲道微觀組織

4.2.1.2 熱影響區

熱影響區緊鄰在熔融區(銲道)旁在銲接過程中並不會熔融，此區域材料為AZ31之鎂合金，熱影響區最大特徵為晶粒粗大，雖然銲接過程中不會熔融但因銲接熱量之傳遞造成晶粒再成長。

圖4-26為AZ31之熱影響區經過2H、4H、8H與16H的低溫時效處理之SEM圖。在2H與4H之條件下(圖4-27 a, b)，可觀察到晶粒受熱粗大，也沒有 $Mg_{17}Al_{12}$ 之析出。而8H與16H之條件中(圖4-27 c, d)，晶粒中開始有Al元素(白色層)析出[100]，在16H中析出現象較為明顯，但沒發現到

Mg₁₇Al₁₂相。熱影響區(圖 4-27 c, d)Al析出的量比銲道(圖 4-26 c, d)來的少，顯然是 AZ31 與 AZ61 之鋁含量差異所造成之影響。

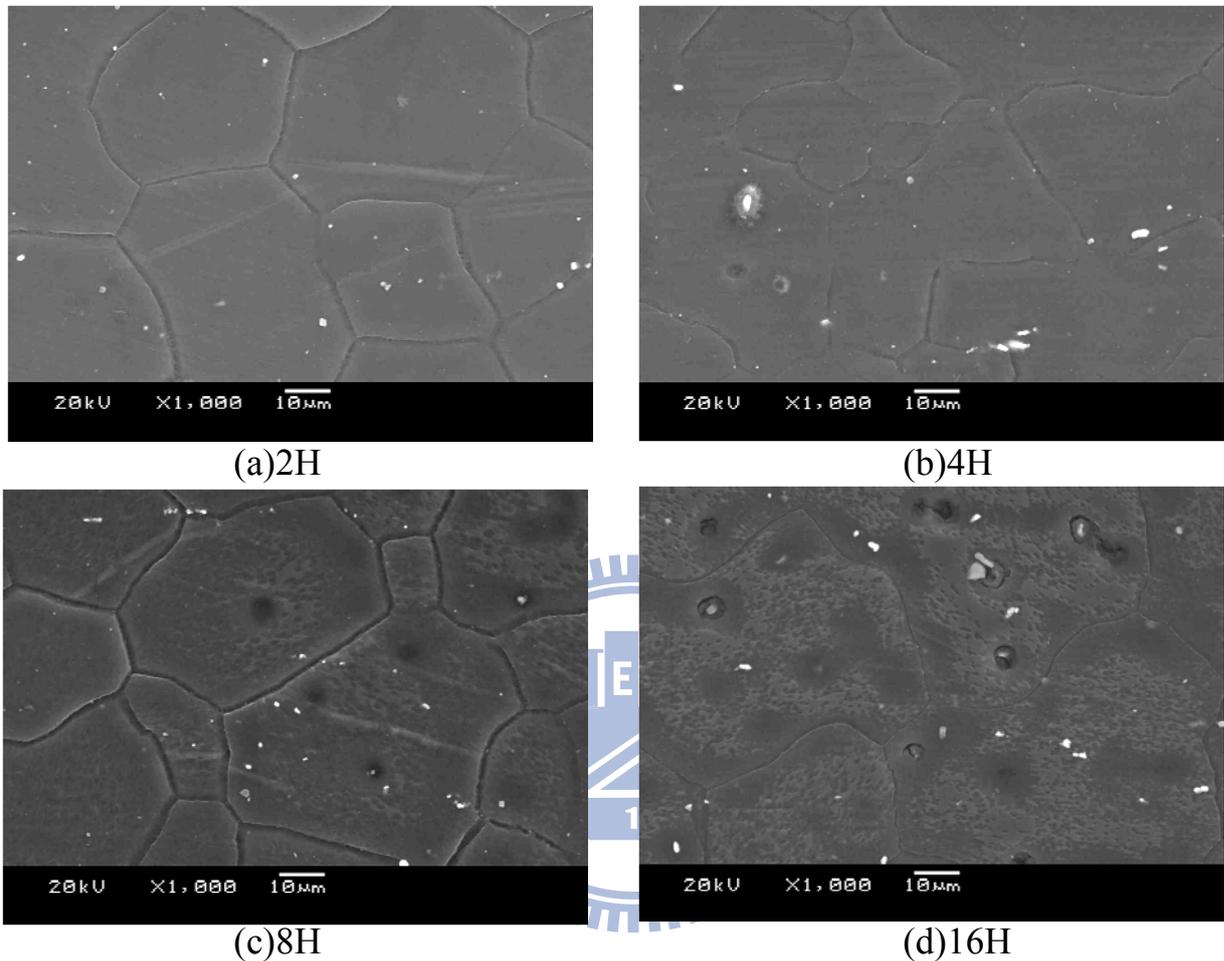


圖4-27 AZ31熱處理銲件之熱影響區微觀組織

4.2.1.3 母材區

母材之晶粒隨著銲道距離而有所變化。一般來說遠離熱影響區之晶粒會越來越小，最後之晶粒尺寸與經過熱擠製後之晶粒相同。

圖 4-28 為 AZ31 之母材區經過 2H、4H、8H 與 16H 的低溫時效處理之 SEM 圖。在 2H 與 4H 之條件下(圖 4-28a,b)，晶粒與熱影響區相比明顯較小，沒有 Mg₁₇Al₁₂之析出。而 8H 與 16H 之條件中(圖 4-28 c,d)，晶粒中開始有

Al 元素聚集，在 16H 之試片中 Al 元素聚集現象較為明顯。

由於 AZ31 之熱影響區與母材區之 Al 元素只有 3wt%，又實施低溫時效處理，由圖 4-27 (c)(d)與圖 4-28 (c)(d)之觀察，發現低溫時效處理仍是有析出之效果，但由於溫度較低使得原子擴散時間較慢，但時效時間拉長可以促使析出物析出。本實驗時效時間最多僅 16 小時，故無法看到 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出。

總和上述現象，AZ31 經過 $140^{\circ}C$ 的時效處理後，幾乎沒有析出物析出。主要原因應該在於 AZ31 中 Al 的含量，由相圖中可知在 $140^{\circ}C$ 時，鋁在 α 鎂的飽和濃度約 2wt%，而 AZ31 固溶後鋁原子濃度應該為 3wt%，僅較高出 1wt%，因此經過長時間時效處理後，AZ31 析出硬化的效果也是有限。

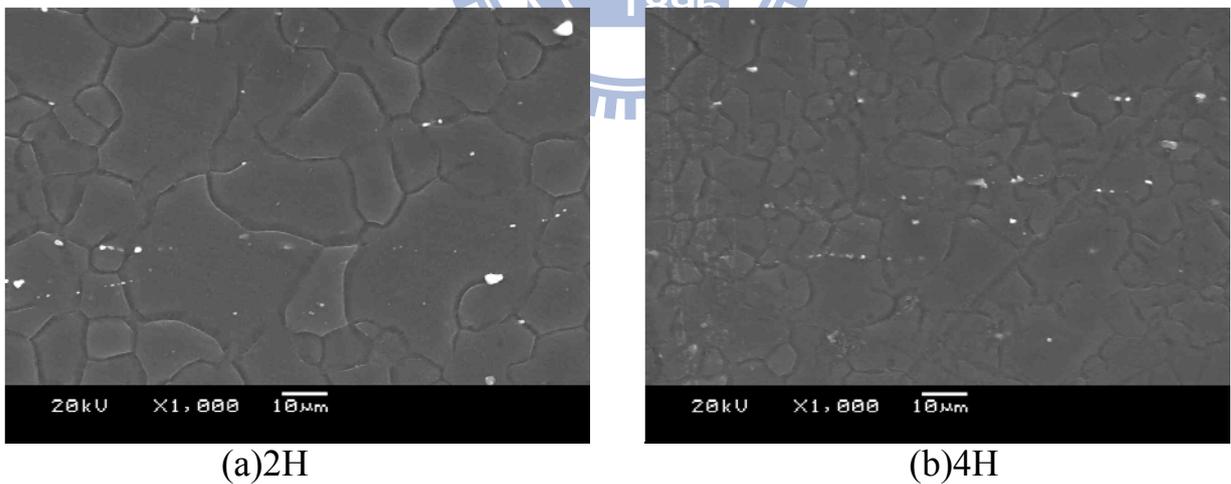
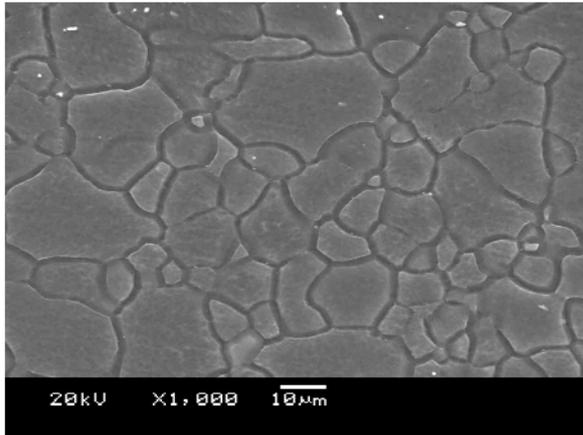
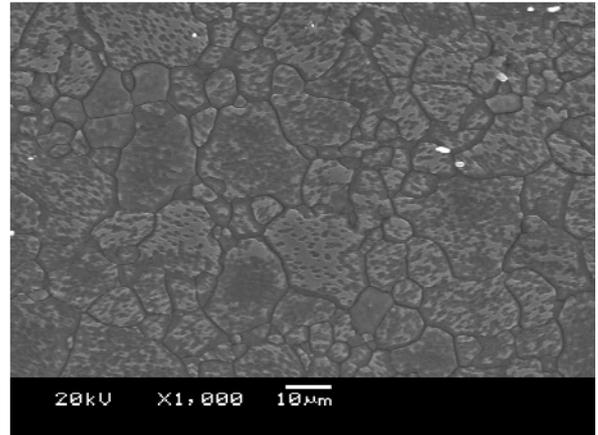


圖4-28 AZ31熱處理鋁件之母材微觀組織



(c)8H



(d)16H

(續) 圖4-28 AZ31熱處理鋁件之母材微觀組織

4.2.2 高溫時效處理(200°C)對 AZ61 鋁件之影響

4.2.2.1 熔融區

此組試片在實驗規劃中使用 AZ61 為填充金屬，母材材料為 AZ61。圖 4-29 為 AZ61 之熔融區經過 2H、4H、8H 與 16H 的高溫時效處理後之 SEM 圖，四組試片經過時效處理後在可發現到隨著時效時間增加，其 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出量也隨之增加。且可觀察到 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出的地方皆在晶界， $Mg_{17}Al_{12}$ 在晶界成核後再向晶粒內部生長而形成 α 鎂 + $Mg_{17}Al_{12}$ 之層狀組織，此種析出物為不連續型態之析出物，其特徵在於晶界有 $Mg_{17}Al_{12}$ 存在並往晶粒開始生長。

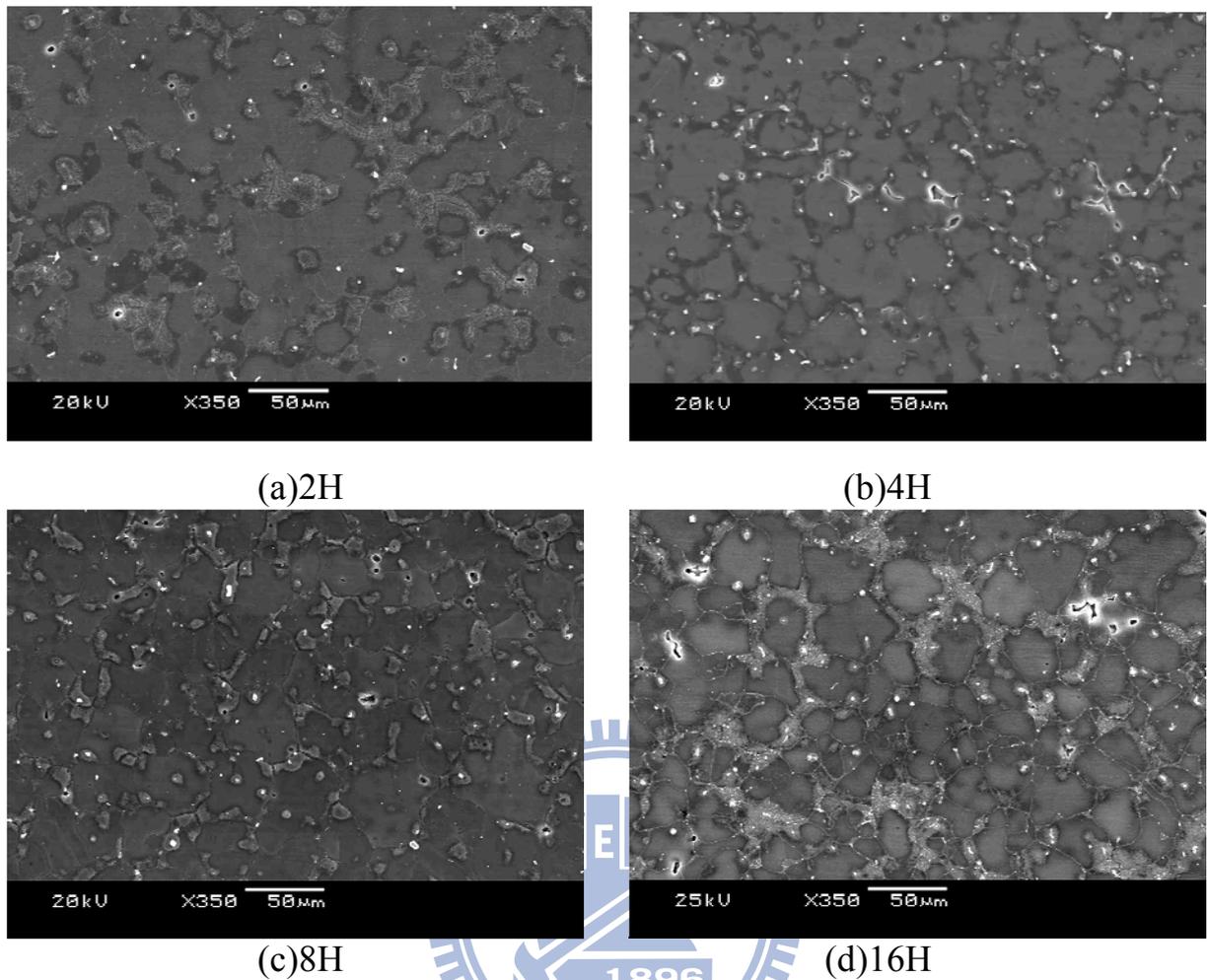
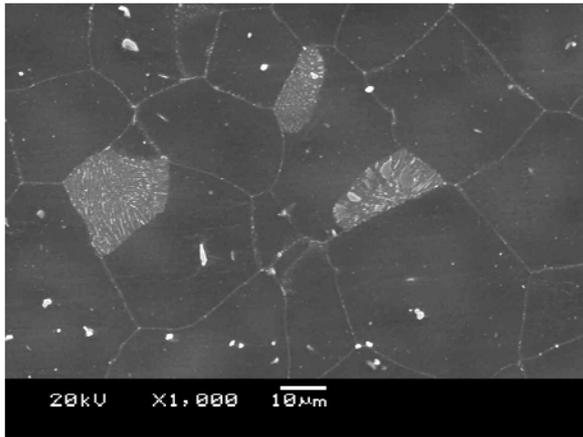


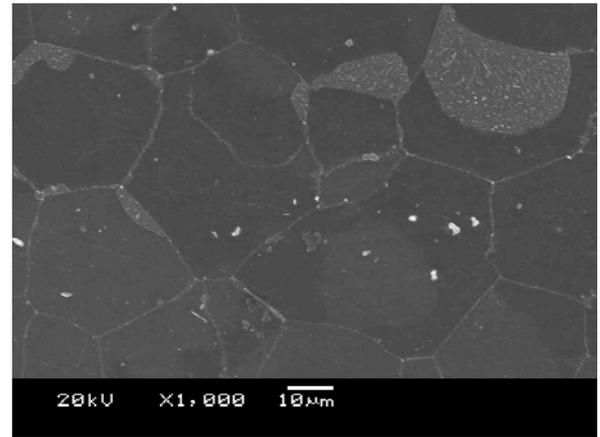
圖4-29 AZ61熱處理鋁件之鋁道微觀組織

4.2.2.2 熱影響區

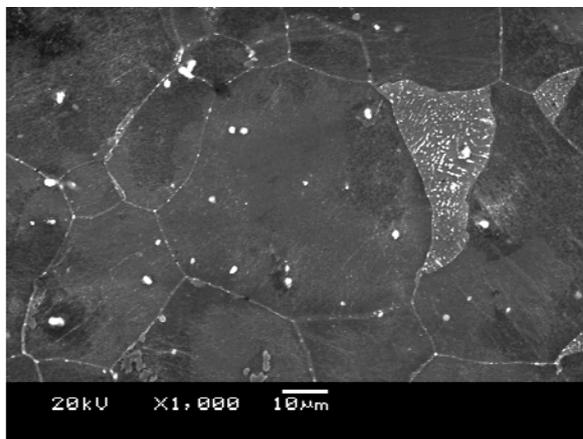
圖 4-30 為 AZ61 之熱影響區經過 2H、4H、8H 與 16H 的高溫時效處理之 SEM 圖。在四組條件下之試片觀察，大部分組織為 α 相之晶粒且較為粗大，僅有小部分晶粒中有層狀 $Mg_{17}Al_{12}$ 之析出， $Mg_{17}Al_{12}$ 也是由晶界開始成核並生長到 α 相晶粒內，屬於不連續型態之析出。由析出量來看在 8H 以下之時效處理，其層狀 $Mg_{17}Al_{12}$ 之析出量甚少。在 16H 之時效處理其層狀 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出量較多且分散。



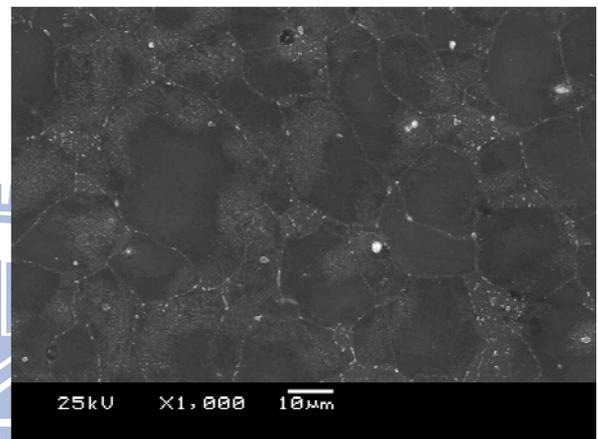
(a)2H



(b)4H



(c)8H



(d)16H

圖4-30 AZ61熱處理鋁件之熱影響區微觀組織

4.2.2.3 母材區

圖 4-31 為 AZ61 母材區經過 2H、4H、8H 與 16H 的高溫時效處理之 SEM 圖。在 2H、4H 與 16H 之條件下(圖 4-31 a-c)大部分組織為 α 相之晶粒，僅有小部分晶粒中有 $Mg_{17}Al_{12}$ 之析出。在 16H 之條件之下，層狀 $Mg_{17}Al_{12}$ 有顯著的增加。此外在晶粒內開始產生連續型析出，此現象可提升時效硬化之效果。AZ61 經過 $200^{\circ}C$ 的時效處理基地中有不連續的 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出物，且由晶界開始成核生長到晶粒。在 8 小時以下的時效處理試片，雖然時效

處理時間呈現倍數的增加，但 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出型態為不連續型且析出的量沒有顯著增加。時效處理時間增加到 16H 以後，在母材區則會有連續型與不連續型析出物，其析出型態由 Al 含量與時效溫度決定(如圖 4-32)。在 16H 之試片中可觀察到連續型析出物，其位置主要在晶粒中其形狀為顆粒狀(如圖 4-33d)，但析出的量不明顯，故時效硬化效果有限。主要原因應該在於 AZ61 中鋁的含量，由相圖中可知在 $200^{\circ}C$ 時，鋁在 α 鎂的飽和濃度約 3 wt%，而 AZ61 固溶後鋁原子濃度應該為 6wt%，約高出 3 wt%，因此經過長時間時效處理後，試片內析出效果也是有限，但的確有析出硬化效果。

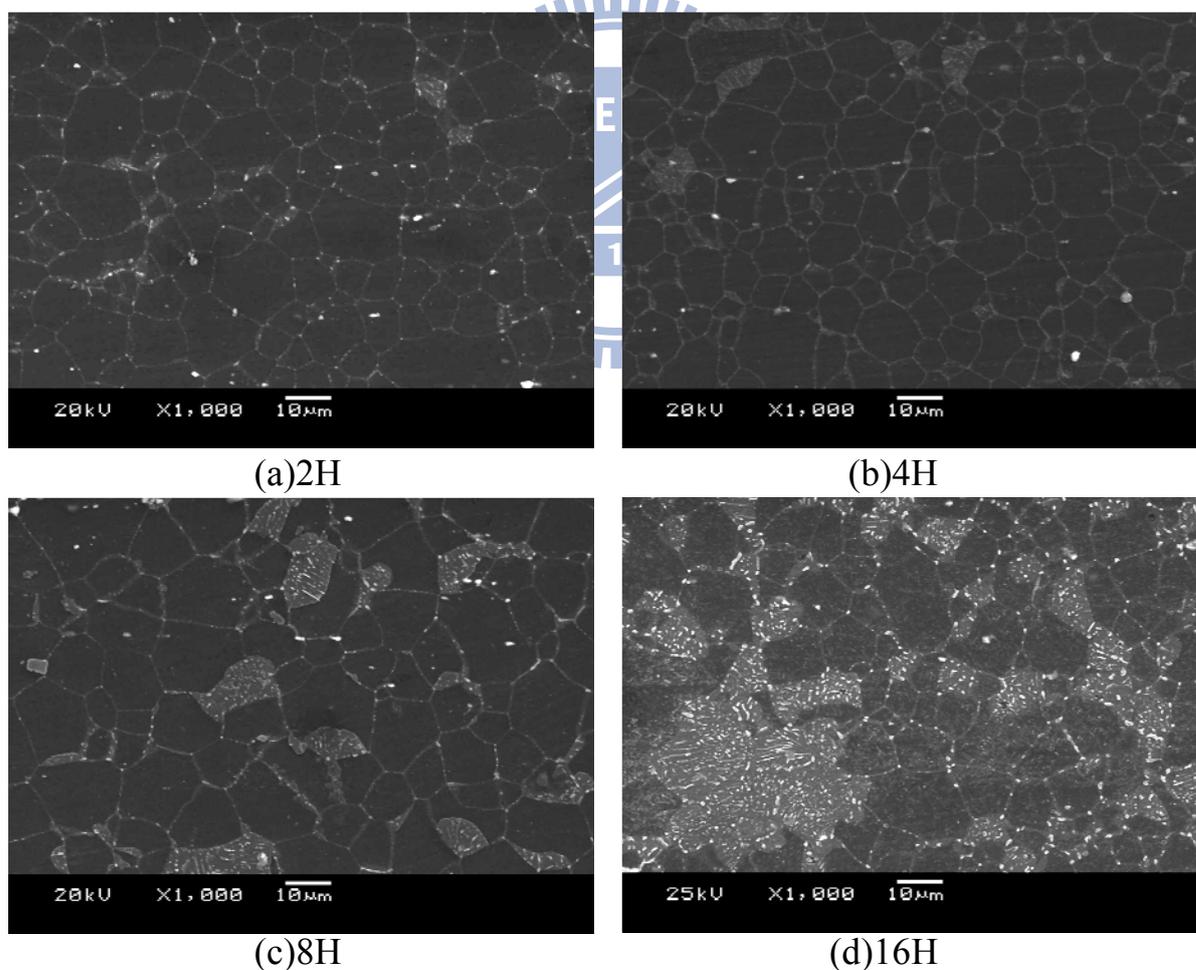


圖4-31 AZ61熱處理鋁件之母材微觀組織

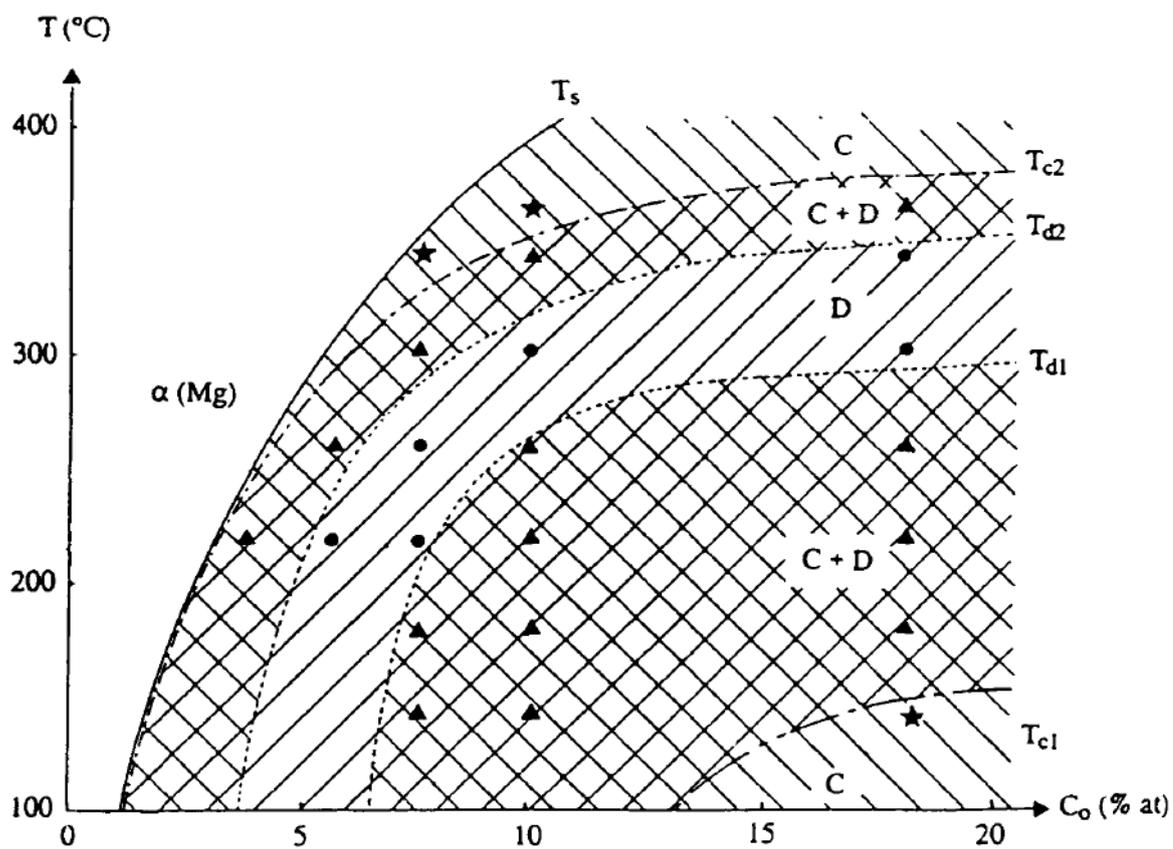
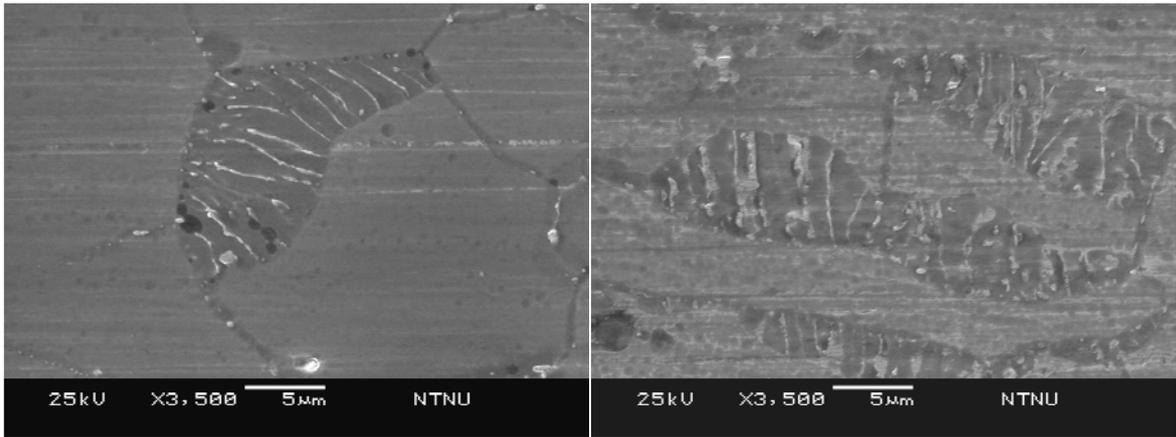


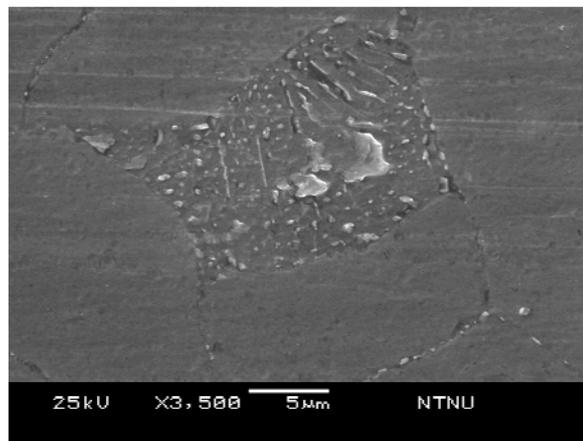
圖4-32 析出物型態與鋁含量、時效溫度之關係



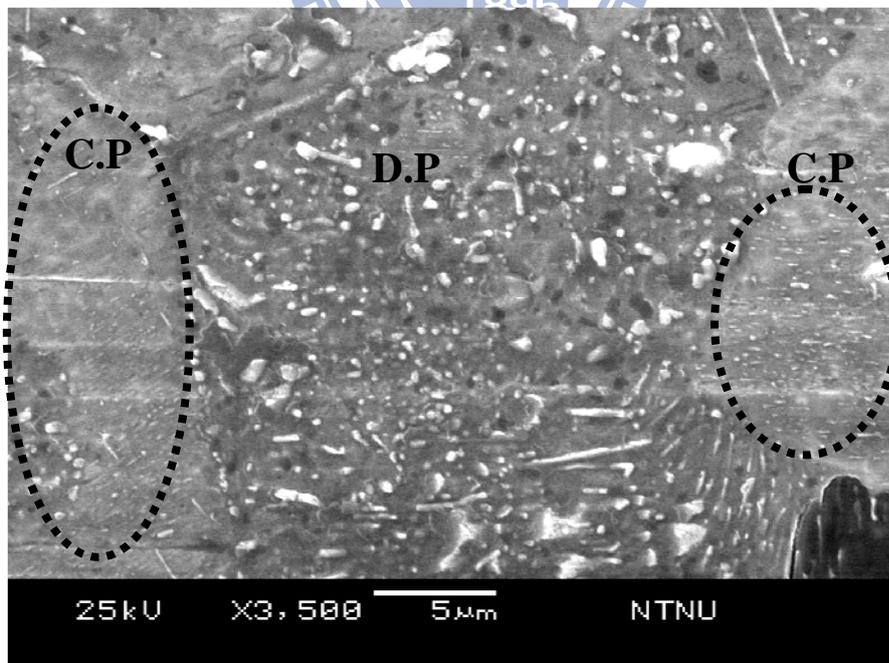


(a) 2H

(b) 4H



(c) 8H



(d) 16H

圖4-33 AZ61析出物型態之SEM圖

4.2.3 高溫時效處理(200°C)對 AZ80 鋁件之影響

4.2.3.1 熔融區

圖 4-34 為熔融區(AZ61)經過 2H、4H、8H 與 16H 的高溫時效處理後之 SEM 圖，四組試片經過時效處理後在熔融區之晶粒中可發現到隨著時效時間增加，其 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出量也隨之增加。在 2H 的條件下(圖 4-34a)，大部分仍為 α 相晶粒僅有小部分的晶粒有不連續型 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出，由於時效時間較短所以析出效果不顯著；在 4H 的實驗參數下(圖 4-34b)，不連續型 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出量增加，且在晶界有團塊狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出，此種團塊狀之析出物會造成強化效果降低；時效時間再增加為 8H(圖 4-34c)，團塊狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 顯然已經消失，取而代之的為不連續型 $Mg_{17}Al_{12}$ 在晶界與晶粒析出，且仍有部分的 α 相晶粒存在，但與 2H 之試片比較之下不連續型 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出明顯有增加；時效時間增加到 16H(圖 4-34d)， α 相晶粒明顯減少且不連續型 $Mg_{17}Al_{12}$ 均勻的散步在晶粒之中。在[101]有提到在鎂合金增加 Zn 可以使團塊狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 打散為顆粒狀，已提升強度。另外在本實驗 AZ80 並沒有 Zn 的成分，可以利用時效處理來也能將團塊狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 顆粒化，進而提升強度。

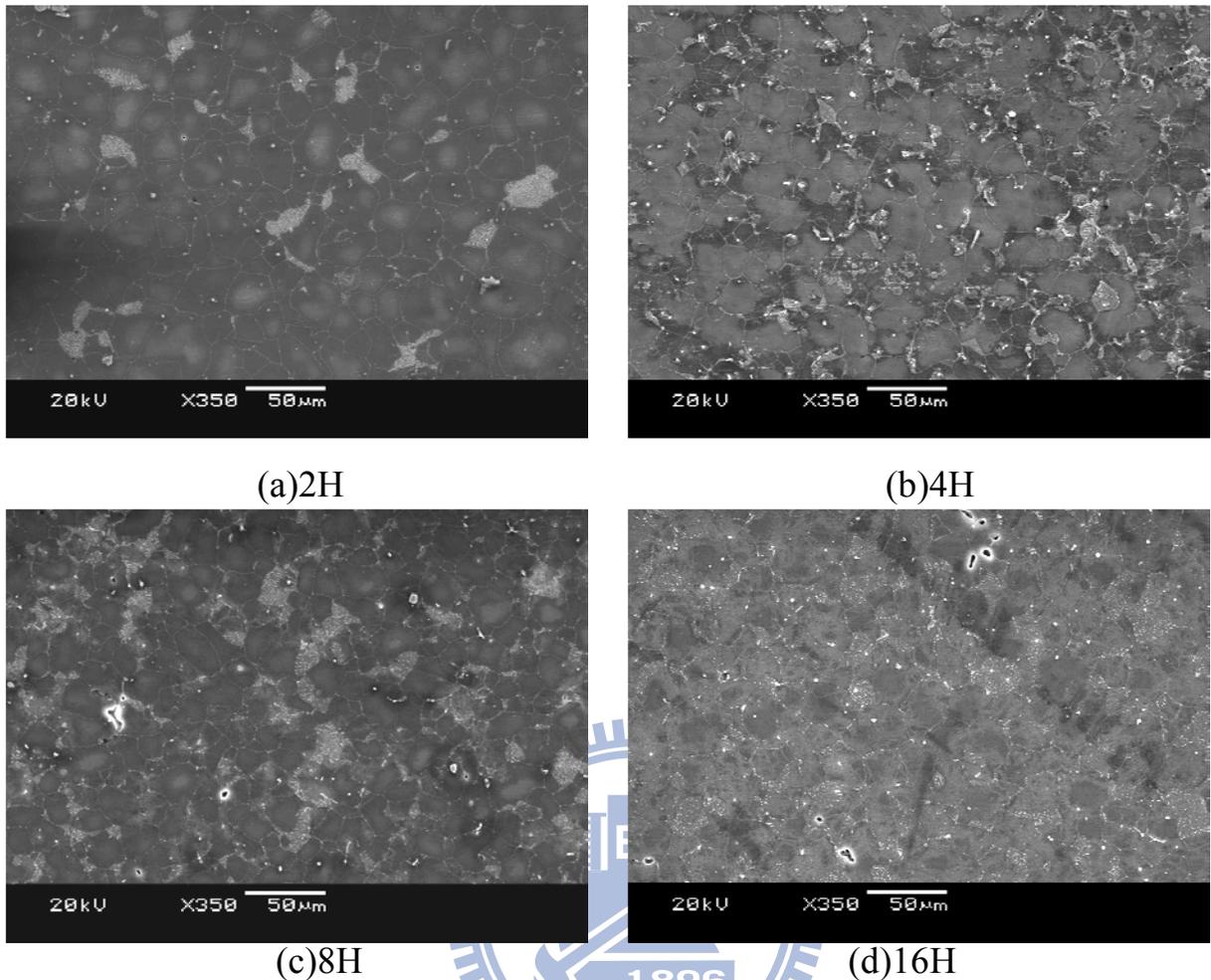


圖4-34 AZ80熱處理銲件之銲道微觀組織

4.2.3.2 熱影響區

圖 4-35 為 AZ80 之熱影響區經過 2H、4H、8H 與 16H 的高溫時效處理之 SEM 圖。四組試片經過時效處理後在熱影響區中的晶粒可發現到隨著時效時間增加，其 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出量也隨之增加。僅有在 2H 的條件之下，其 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出量較少，但與 AZ31 及 AZ61 比較之下， $Mg_{17}Al_{12}$ 析出的量仍有顯著的增加，顯示著鋁含量會影響 $Mg_{17}Al_{12}$ 的析出量。經過 4H、8H 與 16H 的時效處理後，大量的不連續型 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出，值得注意一點是 4H 與 8H 的試片中，可發現到團塊狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 開始析出。當時效時間增加到 16H

以後發現團塊狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 幾乎已經完全轉換成不連續型 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出，且均勻的散佈在基地中。

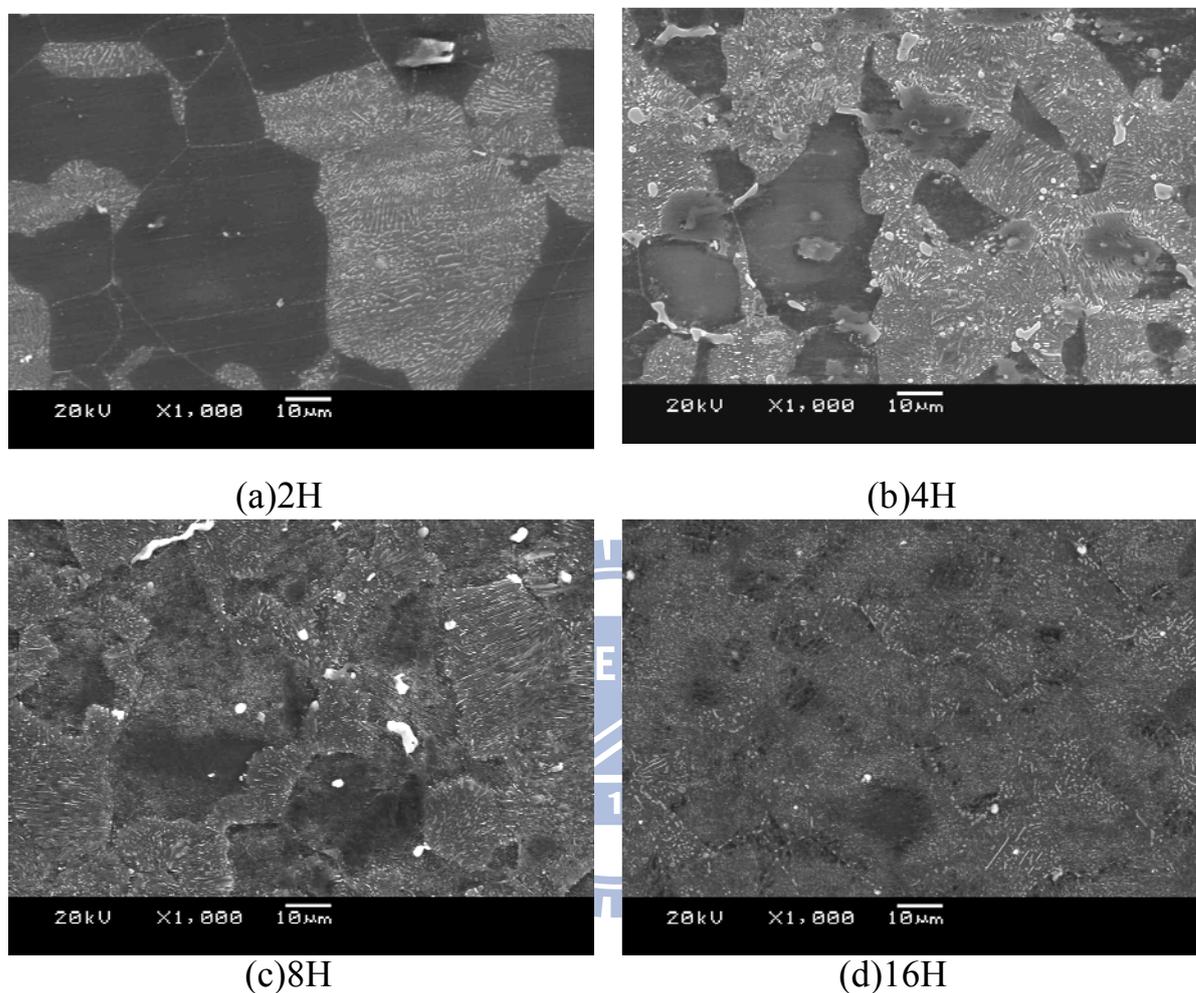


圖4-35 AZ80熱處理鋁件之熱影響區微觀組織

4.2.3.3 母材區

圖 4-36 為 AZ80 母材區經過 2H、4H、8H 與 16H 的高溫時效處理之 SEM 圖，此部分 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出現象與 AZ80 之熱影響區相同。在 16H 之條件之下，母材內的晶粒皆為層狀 $Mg_{17}Al_{12}$ ，且均勻散佈在母材區中。

總和上述現象，AZ80 試片其析出物形成的比例明顯比 AZ61 來的多，由於 AZ80 之 Al 成分的含量比 AZ61 高，因此在時效處理過程中， $Mg_{17}Al_{12}$

成核的驅動力較大，導致 AZ80 在基地會有較多的析出物。此外 AZ80 經過時效處理可發現連續型析出物與不連續型析出物出現在晶粒之中，如圖 4-37 所示。如圖 4-37a，為 AZ80 經過 2H 之時效處理後，於基地處之析出僅有不連續型之析出物。而 4H、8H 與 16H 之試片(如圖 4-37 b-d)則有連續型析出物產生，以 16H 試片之連續型析出物最為明顯。在 Zheng[99]等人以 AZ91 為研究並提出一個觀點，當時效時間增加時不連續析出物停止析出而改由連續型析出物析出，且連續型析出物會成核生長在尚未有析出物的晶粒中。本實驗為 AZ80 之鎂合金也發現此現象，連續型析出物隨著時效時間增加，其型態更趨向明顯，數量也隨之提升。

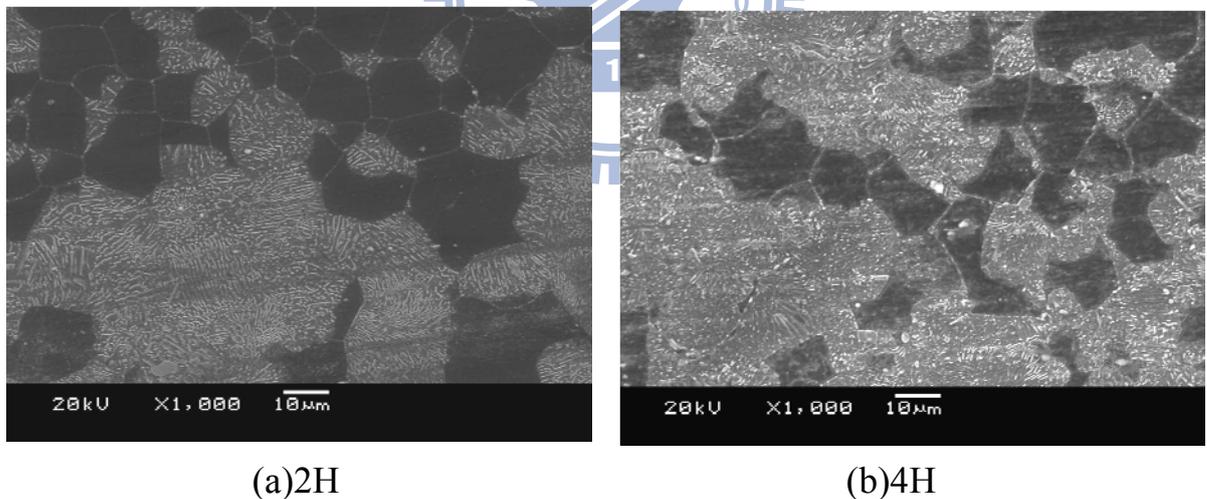
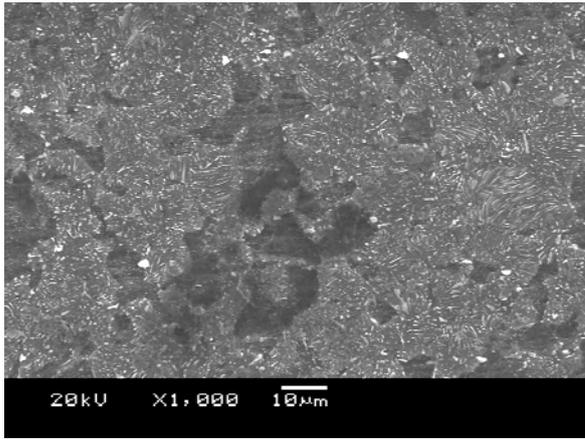
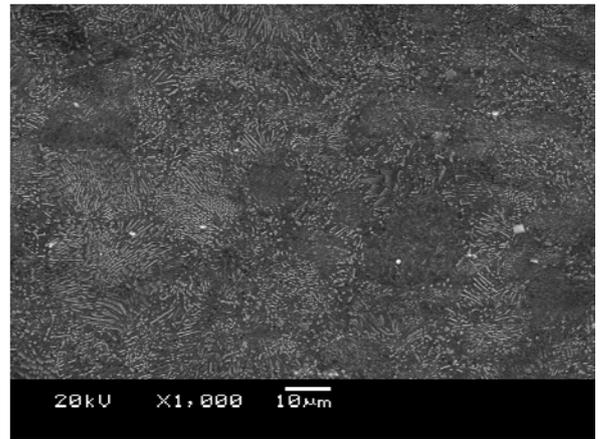


圖4-36 AZ80熱處理鋁件之母材微觀組織

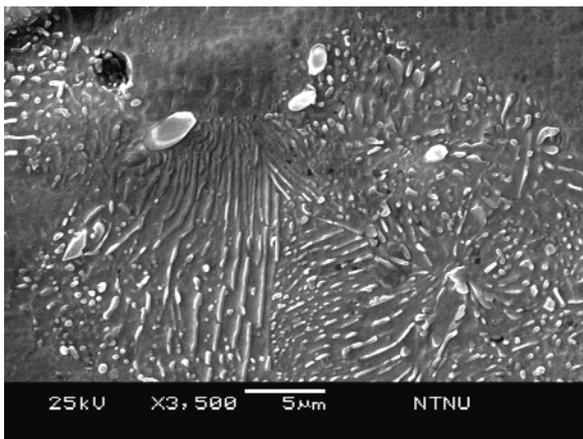


(c)8H

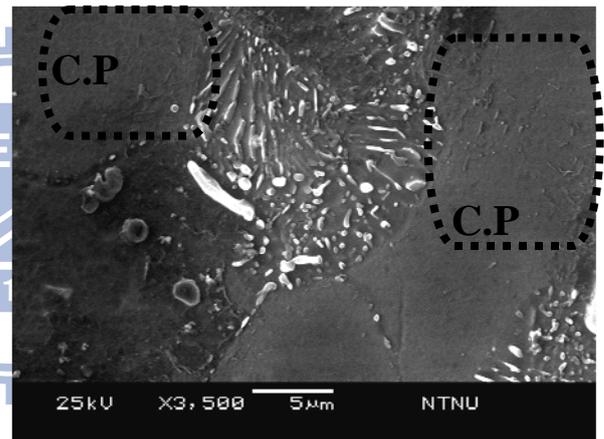


(d)16H

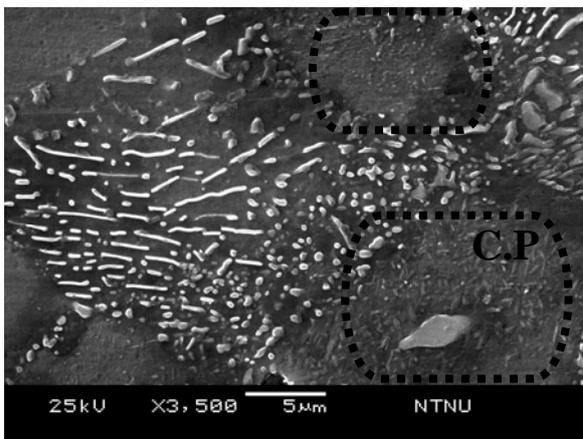
(續)圖4-36 AZ80熱處理鋁件之母材微觀組織



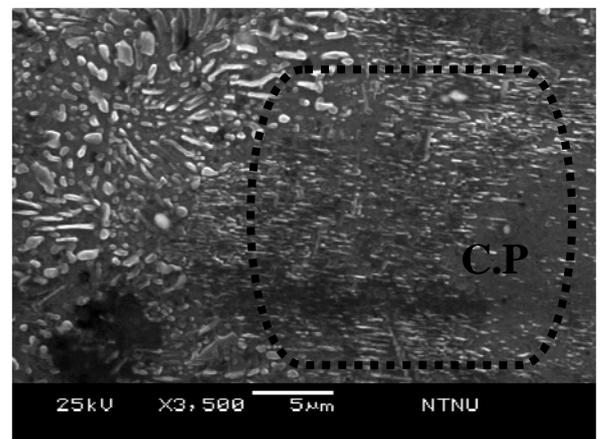
(a) 2H 條件之下的不連續析出物



(b) 4H 條件之下的析出物



(c) 8H條件之下的析出物



(d) 16H條件之下的析出物

圖4-37 AZ80連續與不連續型析出物

4.2.4 T4 (固溶)與 T6 (固溶+時效)熱處理對三種鎂合金鋁件之影響

將三種鎂合金經過固溶化與時效處理之試片取樣進行微克氏硬度試驗，由鋁道中間線為基準開始，往母材方向每格1mm打一個點，每塊試片打16個點。其結果如圖4-38所示。每一種鎂合金皆有五組硬度值，分別為：固溶化(T4)、T6-2H、T6-4H、T6-8H與T6-16H。

4.2.4.1 AZ31 鋁後 T4 處理與 T6 時效硬化之硬度分析

圖4-38(a)為AZ31經過T4與T6熱處理之硬度變化圖，在熔融區的硬度值以固溶化(T4)、T6-2H與T6-4H的Hv硬度最低且相差不多，而經過8小時與16小時之T6熱處理後其Hv硬度皆有小幅度的增加，顯示著AZ31之熔融區在時效處理超過8小時才有些微析出硬化的現象。在熱影響區內因晶粒受熱影響，使得熱影響區內的晶粒粗大，且無析出物明顯析出，故此區域的Hv硬度值是下降的。

在母材區中的Hv硬度以固溶化試片之硬度值最低，經過T6處理後其四組硬度曲線很接近代表Hv硬度值增加不大。因此AZ31鋁件經過固溶化(T4)或T6熱處理，因沒有 $Mg_{17}Al_{12}$ 的析出(圖4-26~28)，導致硬度值並沒有顯著增加，所以AZ31不屬於析出硬化型之鎂合金。

4.2.4.2 AZ61 鋁後 T4 處理與 T6 時效硬化之硬度分析

圖4-38(b)為AZ61經過固溶化(T4)與T6熱處理之硬度變化圖，在熔融區的硬度值以固溶化(Sol)、T6-2H與T6-4H的Hv硬度最低。在熱影響區的硬度

值並沒有因晶粒粗大而有下降，原因可能是 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出並使Hv硬度值提高。經過T6-8H與T6-16H其Hv硬度值大幅提昇，而T6-2H與T6-4H之Hv硬度值很接近。與圖4-28~30交互比較下可發現，T6-2H與T6-4H之析出物較少，故Hv硬度值增加量不高。因此AZ61鋁件若需要經過時效硬化來增加硬度，至少要將時效時間放在16H以上，如此才有析出硬化之現象，但效果可能有限。

4.2.4.3 AZ80 鋁後 T4 處理與 T6 時效硬化之硬度分析

圖4-38(c)為AZ80經過固溶化(T4)與T6熱處理之硬度變化圖，在熔融區的硬度值以固溶化(T4)的Hv硬度最低，且Hv硬度隨著時效處理時間增加而增加。其中以T6-16H的試片硬度值增加至Hv97，與T6-8H相比較增加幅度高達Hv14(增加16%)，由此可見時效硬化之效果顯著。而在熱影響區與母材之硬度分佈，固溶化(T4)的Hv硬度幾乎沒有變化，而T6-2H、T6-4H與T6-8H之硬度值皆上升，原因則是基地中 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出進而大幅提升試片中熱影響區與母材區的硬度。

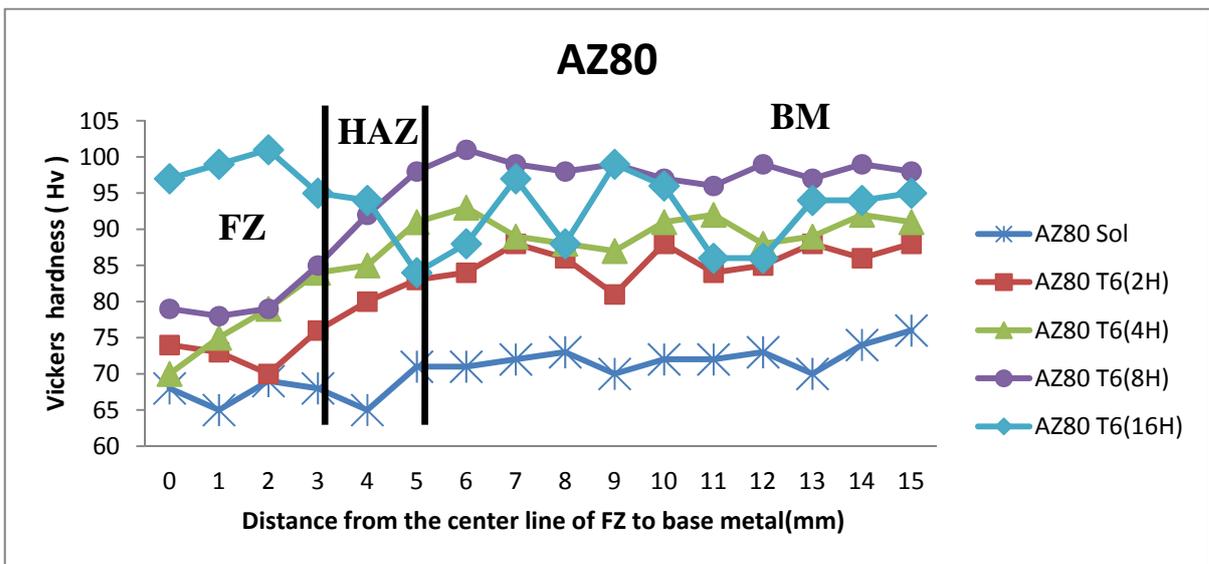
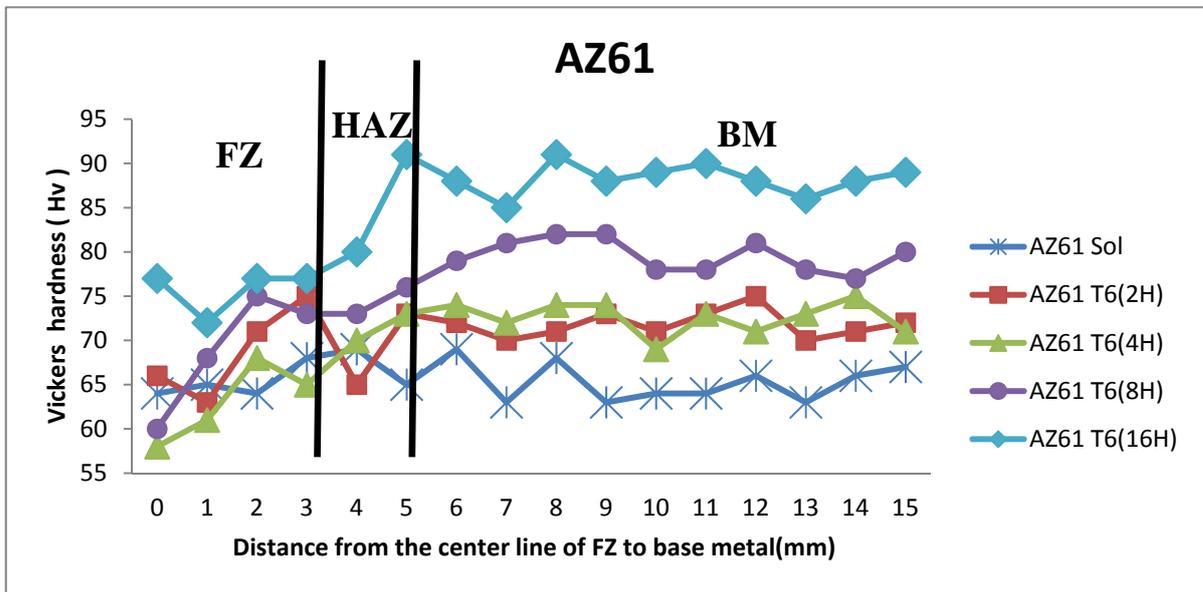
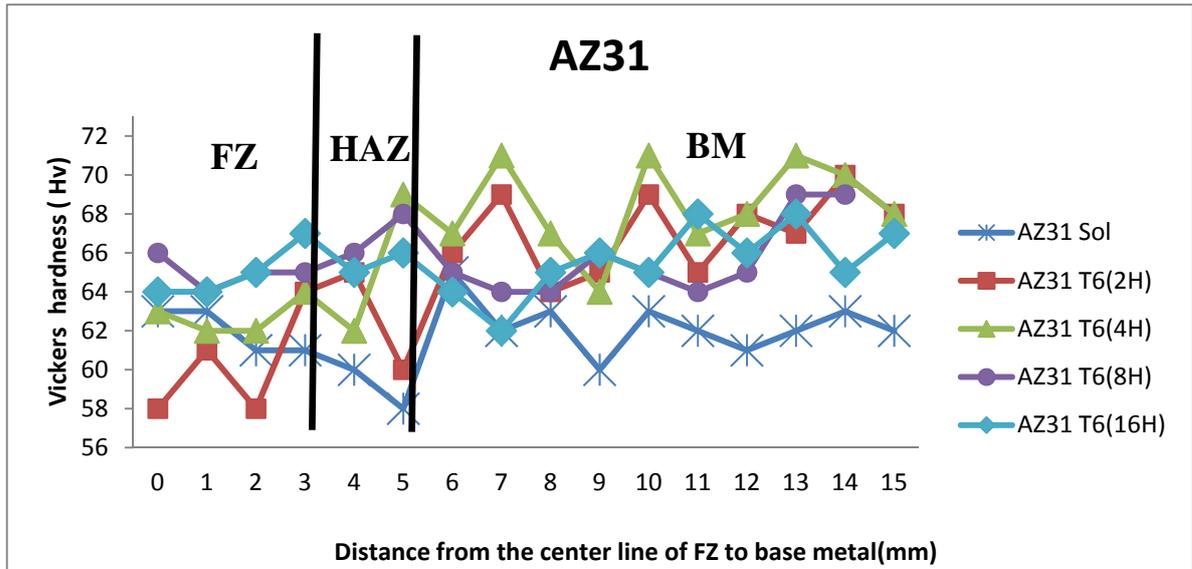
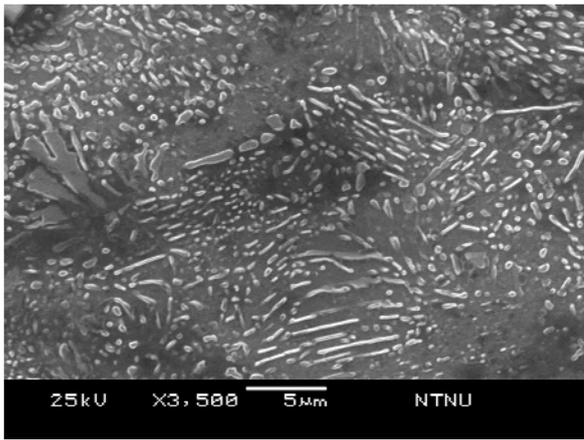
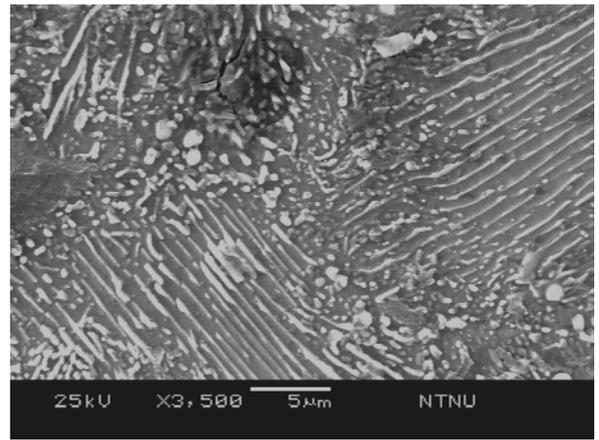


圖4-38 鎂合金硬度分佈圖:(a)AZ31; (b)AZ61; (c)AZ80

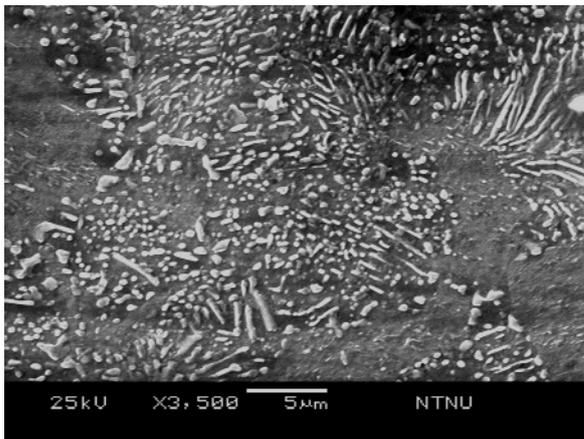
T6-16H的Hv硬度值在熱影響區與母材區則是下降，其原因可能是時效時間太久產生過時效(Over aging)效應。雖然T6-16H之試片有 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出，但與T6-8H之試片相比較之下，時效時間太長使得 $Mg_{17}Al_{12}$ 顆粒粗大與間距過大(如圖4-39c, d)，造成試片中熱影響區與母材區的硬度下降。而T6-16H試片之熔融區之硬度並沒有產生過時效之現象，主因在於熔融區之成分為AZ61與AZ80銲接後所形成，Al含量經過稀釋造成Al含量的降低。由EDS成分分析來分析AZ80-16H試片中熔融區與母材區之間Al含量的變化量，圖4-40為AZ80-16H Line scan之結果圖，圖4-41為AZ80-16H為熔融區與母材區之成分分析圖，其分析後合金元素之結果如表4-3所示。由Line scan圖中可看到Al含量的分佈由銲道往母材方向開始遞增，顯示著銲道內Al含量較低。影響時效處理後之硬度有三個條件：材料之合金元素、時效處理時間以及時效溫度。AZ80-16H在相同的時效溫度與時效時間之下，唯一的差異為Al的含量，再由表4-3之數據可證實，銲道內Al含量為6.9 wt%，母材之Al含量為8.2 wt%，經過16小時的時效處理後其硬度皆有大幅提升。母材區因為Al含量較多，其原子擴散速度快進而造成 $Mg_{17}Al_{12}$ 快速成長，使得 $Mg_{17}Al_{12}$ 顆粒粗化與析出物間距離過大。如此差排與差排之間的距離較遠，對原子移動較為容易，顯示著鎂合金AZ80在16小時的時效處理之後，會產生過時效效應。



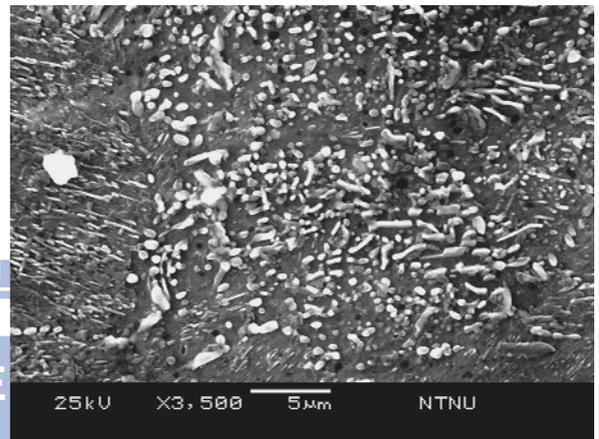
(a)2H



(b)4H

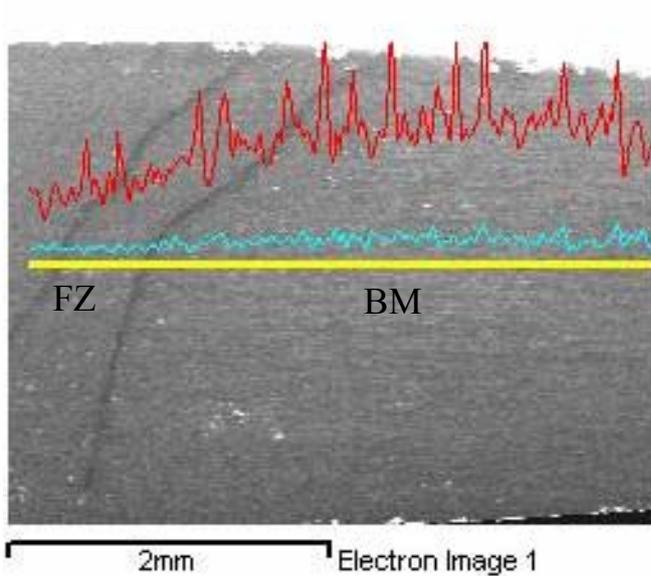


(c)8H

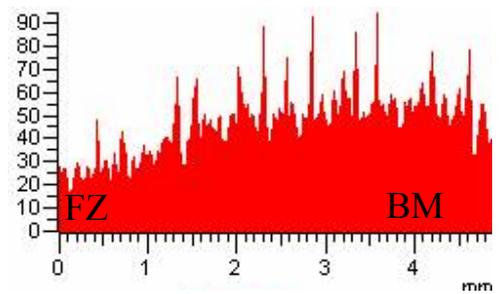


(d)16H (過時效)

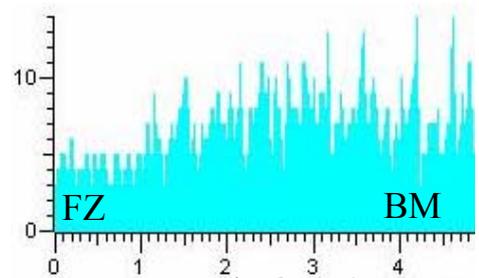
圖4-39 鎂合金AZ80之 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出相



(a)分析位置



(b)鋁含量分佈



(c)鋅含量分佈

圖4-40 AZ80之Line scan圖

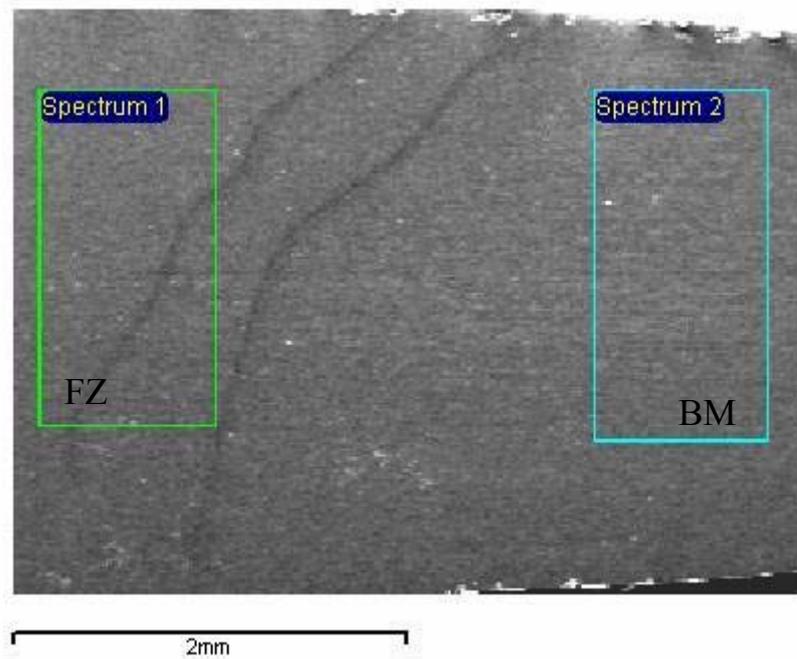


圖4-41 AZ80成分分析位置圖

表4-3 EDS成分分析AZ80(16H)之合金元素含量 (wt%)

分析區域	合金元素		
	Al	Zn	Mg
鐳道	6.9	0.7	Bal.
母材	8.2	0.32	Bal.

4.2.4.4 T6 時效處理對硬度之綜合分析

將 AZ31、AZ61 與 AZ80 的母材、固溶處理以及時效處理(四種時效時間)之硬度值區分為母材區與銲道區，綜合整合後如圖 4-42 與圖 4-43。AZ31、AZ61 與 AZ80 之母材為熱擠製材料，其 Hv 硬度值分別為 66、78 及 84。經過固溶化處理後各試片之母材區或銲道區的 Hv 硬度值皆明顯下降。由圖中除了 AZ80-16H 以外，所有試片之母材區的硬度均比銲道區來的高，此現象係因銲道金屬溶化後，其 Al 含量經過稀釋造成下降，所以在相同條件 T6 熱處理之下，其析出硬化的程度低於母材區。

AZ31 由於 Al 含量只有 3 wt%將時效時間再增加，其硬度也只接近於母材之硬度，可見 AZ31 不屬於析出硬化之鎂合金。

AZ61 經過時效處理後其銲道與母材之硬度皆有提升，可見增加 Al 含量能有效地提升時效硬化之效果，但經過 8 小時之時效處理後其硬度也與母材之硬度相近，需達到 16 小時之時效處理才能有效的提升 Hv 硬度，6 wt% 的 Al 含量能增加 $Mg_{17}Al_{12}$ 的析出量，但析出硬化效果有限。

AZ80 之 Al 含量為 8 wt%經過 2 小時之時效處理後，其硬度能大幅度的提升，時效硬化效果最佳。唯一缺點在於母材區經過 16 小時的時效處理後，會導致粗大造成 $Mg_{17}Al_{12}$ 硬度降低。建議針對 AZ80 銲件需時效硬化之效果時，其時效時間勿超過 16 小時。

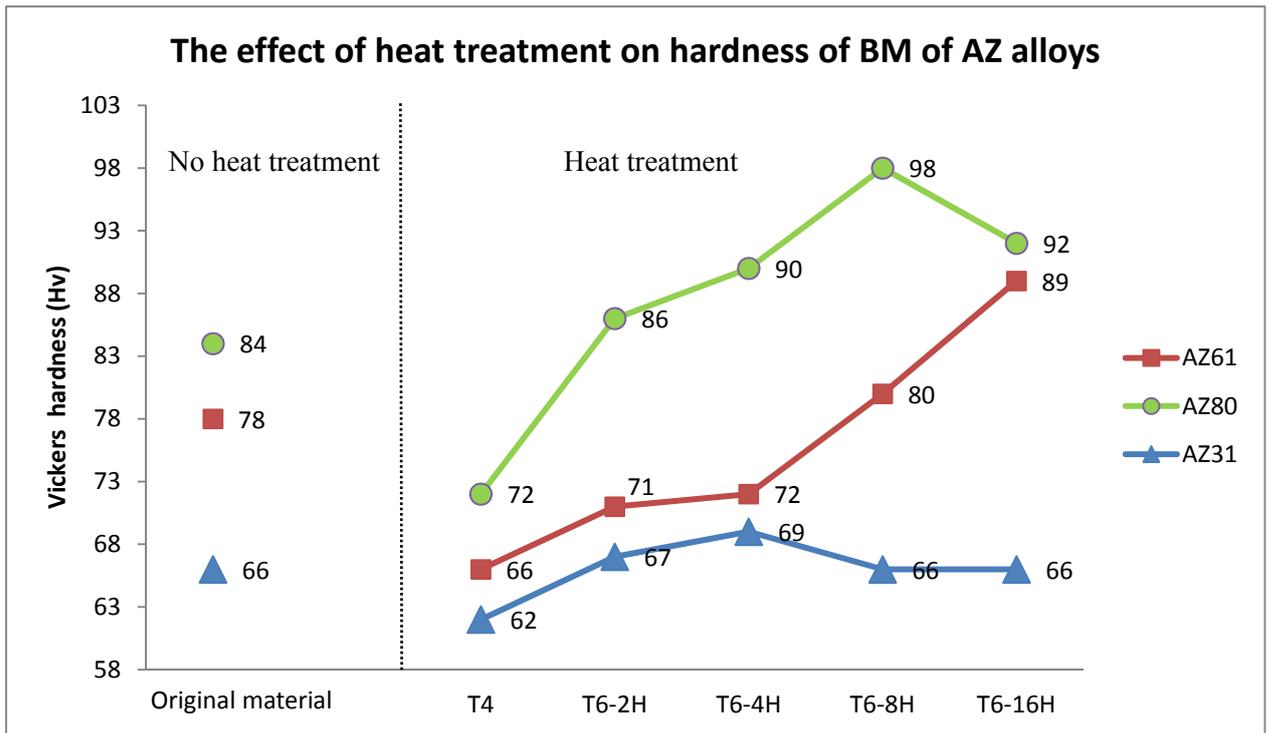


圖4-42 熱處理對鎂合金母材區硬度變化圖

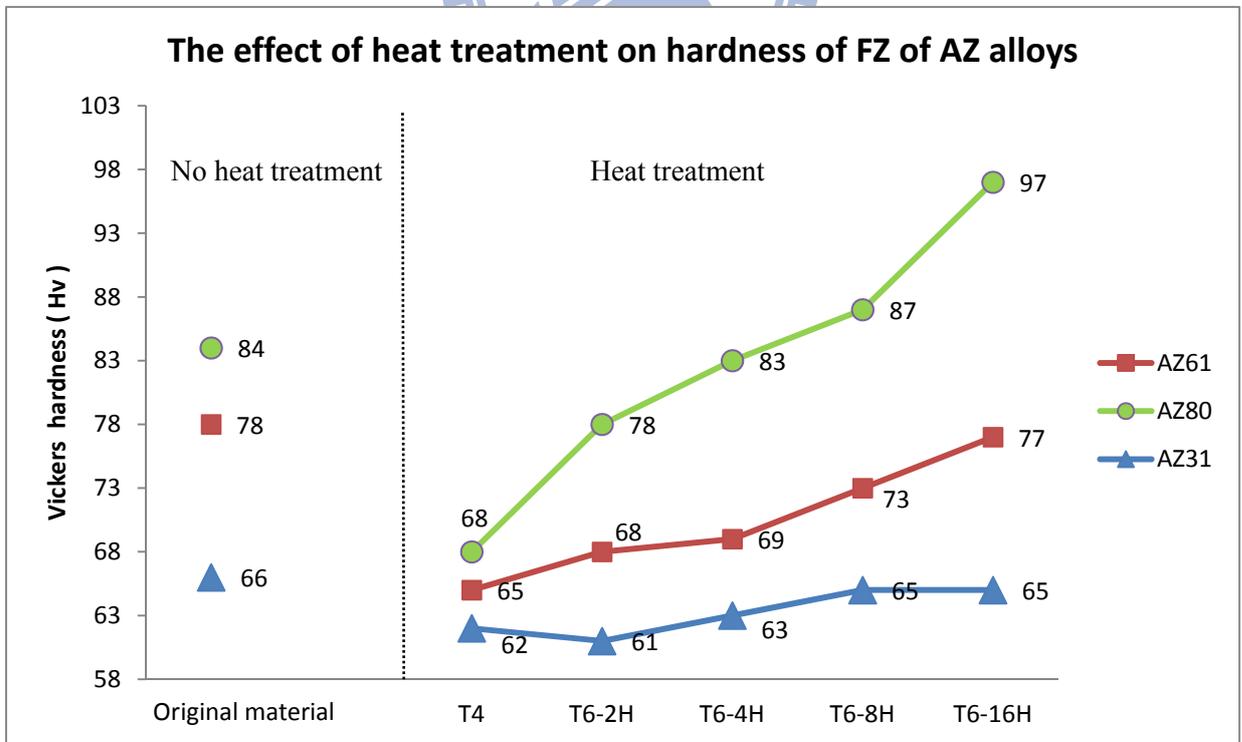


圖4-43 熱處理對鎂合金鐳道硬度變化圖

4.2.5 T6 熱處理與拉伸試驗之影響

4.2.5.1 T6 時效處理對鎂合金抗拉強度之綜合分析

本試驗將每三種鎂合金在經過鐸後與時效處理後之試片施以拉伸試驗，其各試片之抗拉強度值如圖 4-44。AZ31 鎂合金之抗拉強度以鐸後未經時效處理之試片為最低，且經 T6 處理後其抗拉強度皆有小幅提升，原因在於經過時效處理之試片，其組織經過固溶與時效後其差排重新排列且避免合金元素之偏析，能使達到整體組織細緻，進而提升強度並非因析出物造成的強化現象。

AZ61 與 AZ80 之試片經過 T6 處理後其強度均比未經過熱處理之試片來的好，且抗拉強度隨著時效處理時間增加而增加(圖 4-44)，因此 $Mg_{17}Al_{12}$ 析出量的越多且 $Mg_{17}Al_{12}$ 屬於高強度的體心立方晶格(BCC)[83]，因此鎂合金經時效處理後其強度也隨之增加[102]。AZ80 在 16 小時之時效處理有過時效之現象發生，因此也造成 AZ80 抗拉強度降低，其破斷位置位於熱影響區。

4.2.5.2 T6 時效處理對鎂合金伸長量之綜合分析

將經過拉伸試片後之試片量取變形量，並將所得之數據計算後得到伸長量，其結果如圖 4-45 所示。三種鎂合金只經過鐸接後之試片，以 AZ31 試片的伸長量為最好，AZ80 之伸長量為最差。其原因在於合金元素含量的多寡，由於 AZ80 之 Al 含量較高因而導致差排在原子間滑移不方便，此現

象雖然可造成強度之增加，但使伸長量降低。此外另一個原因乃是經過鐸接後，會因受熱型態而產生鐸道與熱影區之區域，這些區域會可能會造成鐸道中缺陷(如氣孔、夾渣)、元素偏析及晶粒大小之差異而造成伸長量降低之可能性。

AZ31、AZ61 與 AZ80 經過 T6 時效處理後，其試片之伸長量皆比鐸接後來的好，探討其結果為：試片在時效處理前，有經過兩小時的固溶化處理，在此過程中試片內組織之差排、合金元素之偏析與晶粒大小皆會有改善，所以固溶後試片之伸長量會比鐸接後之試片來的好。

在 AZ31 經過四種時效時間之 T6 試片可看出其伸長量之改變量不大，且略比鐸後試片佳。主要乃是因鋁含量約為 3 wt%，處於時效溫度時並無法有效的析出強化相($Mg_{17}Al_{12}$)，因此在四種時效時間其伸長量約略相同。但時效時間越長其伸長量有略微下降，可能在試片內部開始產生析出相，但效果仍不顯著。

AZ61 經過四種時效時間之 T6 試片後，時效時間越長之試片其伸長量越低，趨勢隨著時效時間增加而降低，顯示著 $Mg_{17}Al_{12}$ 相會影響材料之延展性。

AZ80 經過 T6 處理後，在 8H 以下時其趨勢與 AZ61 相同，隨著時效時間增加 $Mg_{17}Al_{12}$ 相也隨著增加，進而使伸長量降低。而在經過 16H 的 T6 試片，可發現到伸長量開始提升，由圖 4-39 可見組織中的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相之顆

粒粗化與間距增加，乃因過時效所產生之軟化效應，此部分結果經由金相、抗拉強度與伸長量整理後，所得之結論相同。證實 AZ80（母材區）經過 16 小時之時效處理後，會發生過時效之現象，使得 AZ80 強度降低。

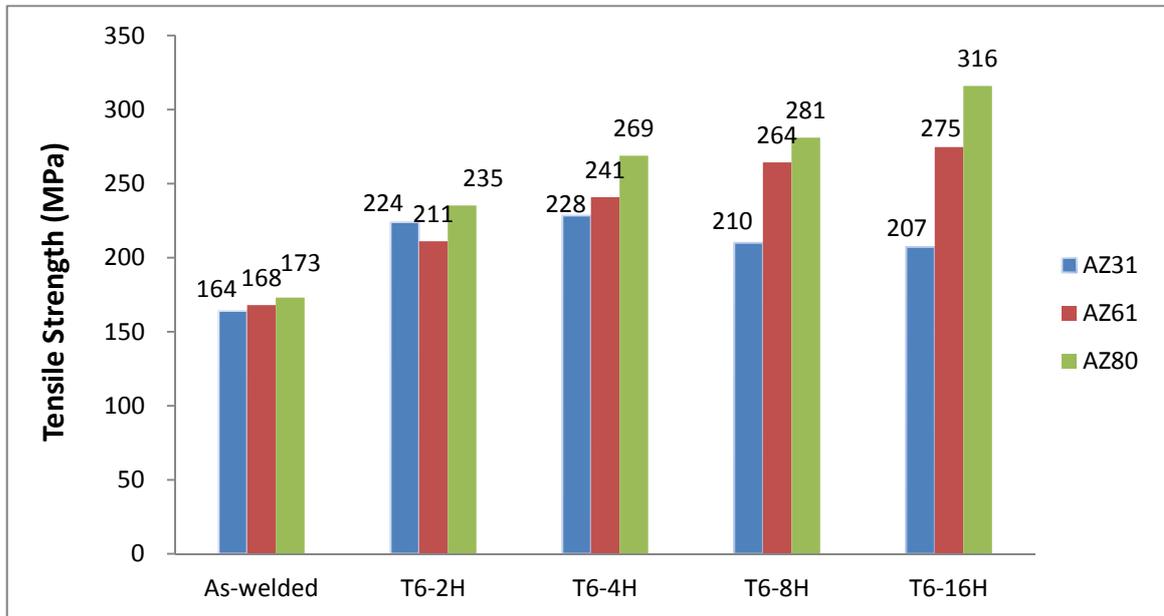


圖4-44 鎂合金銲後與時效硬化後之抗拉強度

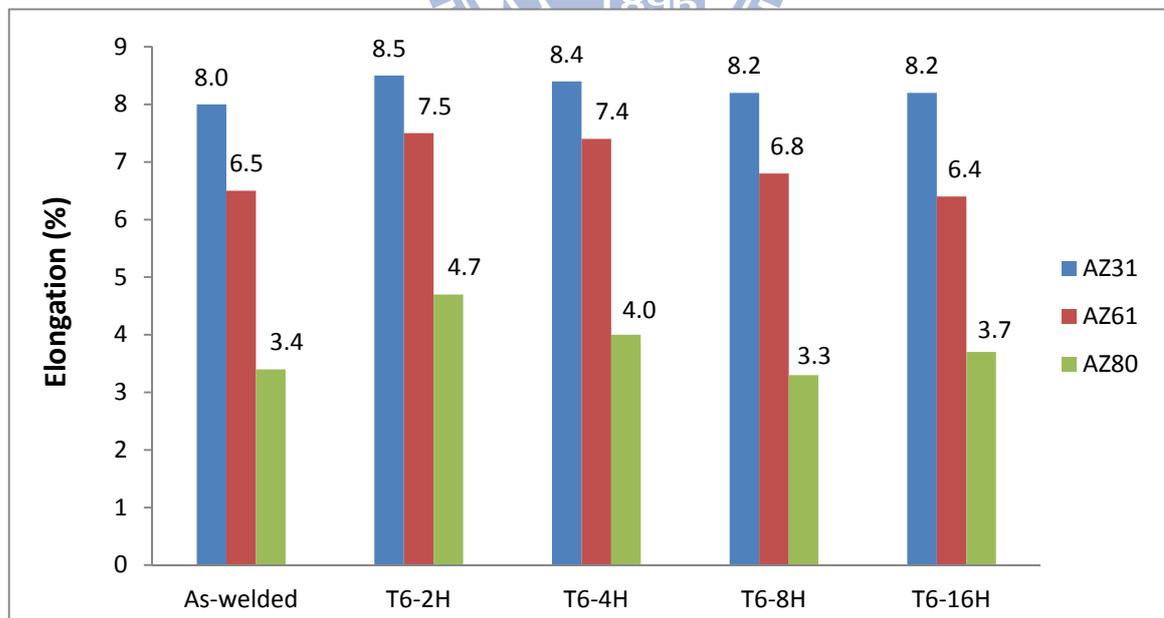


圖4-45 鎂合金銲後與時效硬化後之伸長量

4.2.6 T6 熱處理之分析討論

4.2.6.1 AZ31 銲後 T6 熱處理之分析討論

鎂合金 AZ31 採用低溫時效溫度(140°C)在經過四種時效時間後，由 SEM 觀察母材、熱影響區以及銲道均沒有觀測到 $Mg_{17}Al_{12}$ 相之析出。造成此現象原因有兩種，一是 AZ31 之 Al 含量僅有 3 wt% 無法有效的析出 $Mg_{17}Al_{12}$ 相，第二個原因為時效溫度較低，所需要的時效時間必須更長。雖然由 SEM 中無法看到 $Mg_{17}Al_{12}$ 相，但隨著時效時間增加時母材、熱影響區以及銲道的晶粒中白色組織析出，此部分應為 Al 元素之開始聚集。

由硬度試驗中可觀察到 AZ31 銲後 T6 熱處理後，其硬度變化量不大且各時效試片之 Hv 值相近，顯示著時效處理對 AZ31 並無法有效提升硬度。從拉伸試驗之結果觀看，以銲後之抗拉強度最低，經過 T6 熱處理後之抗拉強度接比銲後試片佳。其原因為 T6 處理前的固溶化處理已將鎂合金之組織、元素偏析等現象消除，所以經時效後之試片強度更佳。由於沒有 $Mg_{17}Al_{12}$ 相析出導致強度、硬度較低，但確有更好的伸長量。

4.2.6.2 AZ61 銲後 T6 熱處理之分析討論

鎂合金 AZ61 採用高溫時效溫度(200°C)在經過四種時效時間後，由 SEM 圖中可發現到部分的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相之析出。由於 Al 含量提高到 6 wt% 且時效溫度提高，故開始有 $Mg_{17}Al_{12}$ 相析出，因而提升整個試片的抗拉強度與硬度。時效時間越長 $Mg_{17}Al_{12}$ 相析出越多，導致整體強化效果越

佳。由硬度分佈來看，鐳道的 Hv 值均比母材區來的低，其原因有兩個因素所造成，一為鐳道區的 Al 含量因鐳接過程中有氣化，造成 Al 含量較少；二則是鐳道區的 $Mg_{17}Al_{12}$ 呈現團狀且分佈在晶界中，此種型態則會大幅降低材料之強度與硬度。由於 $Mg_{17}Al_{12}$ 隨著時效時間增加而增加，強度硬度也因而提升，使得時效時間越長的試片其伸長率卻下降。

4.2.6.3 AZ80 鐳後 T6 熱處理之分析討論

鎂合金 AZ80 之 Al 含量為 8 wt% 且只經過 2 小時之時效處理後，在母材區即可看到大量的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相析出。而 8 小時的時效處理後使整個金相組織幾乎為不連續 $Mg_{17}Al_{12}$ 相析出，僅只有數個 α 相晶粒，顯然 AZ80 經過時效處理後的抗拉強度與硬度能大幅提昇。且經過 8 小時的時效之後能將團塊狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 細化以及連續型析出物之析出，造成鎂合金鐳後強度與硬度增加。但在時效 16 小時以後，母材區的析出物開始粗大即產生過時效效應，使得該區的硬度與抗拉強度下降。也由於時效效果很好，使得 AZ80 鐳後試片之伸長率大幅下降。

第五章 結論與建議

5.1 結論

1. 鎂合金的 Al 含量高於 3wt% 會使熱裂敏感性趨於嚴重。鎂合金的 Al 含量決定 $Mg_{17}Al_{12}$ 含量的多寡，且 $Mg_{17}Al_{12}$ 處在晶界處，受到銲接熱量影響時鄰近銲道旁的 $Mg_{17}Al_{12}$ 開始液化形成部分熔融區（即晶界液化）。此時在拉力作用之下則容易形成熱裂縫。

2. 鎂合金的 Al 含量可來評估鎂合金的熱裂敏感性，Al 含量越高則熱裂敏感性則越高。AZ31 熱裂敏感性最低，AZ80 熱裂敏感性最高，AZ61 則介於兩者之間。而三種鎂合金之熱裂敏感性也隨著外加應變量增加而增加，以 5% 的外加應變量之裂縫最為嚴重。

3. 施以銲後 T6 熱處理會提升鎂合金銲後強度，當 Al 含量高於 6wt% 以上才有時效硬化之效果，Al 含量越高則能生成的強化相 ($Mg_{17}Al_{12}$) 也越多。因此 AZ80 時效硬化效果最佳，AZ31 最差。但必須注意 AZ80 經過 16H 後過時效現象。

4. AZ80 經過 8H 的時效處理能使團塊狀的 $Mg_{17}Al_{12}$ 細化。且有連續型析出物析出，前提是必須有足夠的 Al 在晶界中成核生長。

5.2 建議

若將來工程中必須要進行多次修補銲接時，因 AZ61 與 AZ80 之熱裂縫敏感性比較高，應要特別注意其熱裂縫現象之產生，避免產生銲接缺陷

進而影響整體物件之品質。

若要避免熱裂縫之發生則需要每次修補銲後施以均質退火使材料均質化，且銲接完成後施以 T6 熱處理可以提升 AZ61 與 AZ80 整體強度。



參考文獻

- [1] B. L. Mordike and T. Ebert, "Magnesium properties-applications- potential", Materials Science and Engineering A, 302, pp.37-45, 2001.
- [2] 蔡幸甫，鎂合金成型產業現況及發展趨勢，台灣鎂合金協會。99 年 7 月 20 日取自：<http://tmag.org.tw/>。
- [3] T. Asahina and H. Tokisue "Some characteristics of TIG welded joints of AZ31 magnesium alloy", The Japan Institute of Light Metals, 45, pp.70-75. 1995.
- [4] S. H. C. Park, Y. S. Sato and H. Kokawa, "Effect of micro-texture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test" Scripta Materialia, 49, pp.161-166, 2003.
- [5] W. B. Lee, Y. M. Yeon and S. B. Jung, "Joint properties of friction stir welded AZ31B-H24 magnesium alloy" Journal of Materials Science and Technology, 19, pp.785-790, 2003.
- [6] A. A. Mclean, G. L. F. Powell, I. H. Brown and V. M. Linton, "Friction stir welding of magnesium alloy AZ31B to aluminium alloy 5083" Science and Technology of Welding and Joining, 8, pp.462-464, 2003.
- [7] Y. S. Sato, S. H. C. Park, M. Michiuchi and H. Kokawa, "Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys" Scripta Materialia, 50, pp.1233-1236, 2004.
- [8] R. S. Coelho, A. Kostka, H. pinto, S. Riekehr, M. Kocak and A. R. Pyzalla, "Microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ31B laser beam welds", Materials Science and Engineering A, 485, pp.20-30, 2008.

- [9] S. F. Su, J. C. Huang, H. K. Lin and N. J. Ho, "Electron beam welding behavior in Mg-Al based alloys", Materials Science and Engineering A, 33, pp.1461-1473, 2002
- [10] L.M. Liu, Y. Shen and Z.D. Zhang, "The effect of cadmium chloride flux in GTA welding of magnesium alloys", Science and Technology of Welding and Joining, 11, pp.398–402, 2009.
- [11] L. Commin, M. Dumont, J. E. Masse and L. Barrallier, "Friction stir welding of AZ31 magnesium alloy rolled sheets: influence of processing parameters", Acta Materialia, 57, pp.326-334, 2009.
- [12] R. Manti and D. K. Dwivedi, "Microstructure of Al-Mg-Si weld joints produced by pulse TIG welding", Materials and Manufacturing Processes, 22, pp.57-61, 2007
- [13] L. J. Hu, Y. H. Peng, D.Y. Li and S. R. Zhang, "Influence of dynamic recrystallization on tensile properties of AZ31B magnesium alloy sheet", Materials and Manufacturing Processes, 25, pp.880-887, 2010.
- [14] S. D. Kore, J. Imbert, M. J. Worswick and Y. Zhou, "Electromagnetic impact welding of Mg to Al sheets", Science and Technology of Welding and Joining, 14, pp.549–553, 2009.
- [15] L. Mujica, S. Weber, C. Thomy and F. Vollertsen, "Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels", Science and Technology of Welding and Joining, 14, pp.517–522, 2009.
- [16] C. T. Chi, C. G. Chao, T. F. Liu and C. H. Lee, "Aluminum element effect for electron beam welding of similar and dissimilar magnesium- aluminum- zinc alloys", Scripta Materialia, 56, pp.733-736, 2007.

- [17] A. Gerlich, P. Su and T. H. North, "Peak temperatures and microstructures in aluminium and magnesium alloy friction stir spot welds", Science and Technology of Welding and Joining, 10, pp.647–652, 2005.
- [18] H. Sun, G. Song and L. F. Zhang, "Effects of oxide activating flux on laser welding of magnesium alloy", Science and Technology of Welding and Joining, 13, pp.305–311, 2008.
- [19] M. Yamamoto, A. Gerlich, T. H. North and K. Shinozaki, "Cracking in dissimilar Mg alloy friction stir spot welds", Science and Technology of Welding and Joining, 13, pp.583–592, 2008.
- [20] B. Hallstedt, "Thermodynamic assessment of the system MgO-Al₂O₃" Journal of the American Ceramic Society, pp.75, 1992.
- [21] AWS Handbook, Materials and applications-part 1, vol 3, pp.121-130, American Welding Society, 1996.
- [22] K. U. Kainer, Magnesium-alloys and technologies, pp.160-161, Wiley-vch, 2003.
- [23] ASM Metals Handbook, Heat treating, vol 4, pp2010-2032, American Society for Metals, 2002.
- [24] M. Bobby Kannan, W. Dietzel, C. Blawert, S. Riekehr and M. Kocak, "Stress corrosion cracking behavior of Nd:YAG laser butt welded AZ31 Mg sheet", Materials Science and Engineering A, 444, pp.220-226, 2007.
- [25] Y. H. Wang, Q. D. Wang, C. J. Ma, W. J. Ding and Y. P. Zhu, "Effects of Zn and RE additions on the solidification behaviour of Mg - 9Al magnesium alloy", Materials Science and Engineering A, 342, pp.178-182, 2003.
- [26] H. Zhao and T. D. Roy, "Pore formation during laser beam welding of die – cast magnesium alloy AM60B – mechanism and remedy", Welding Journal,

pp.204-210, 2001.

- [27] J. B. Arthur, "Fusion welding of 245-T3 aluminum Alloy", Welding Journal, pp.558-569, 1955.
- [28] R. A. Woods, "Porosity and hydrogen absorption in aluminum welds", Welding Journal, pp.97-180, March 1974.
- [29] M. Mazur, "Porosity in aluminum welds", Welding International, 6, pp.929-931, 1992.
- [30] R. F. Ashton, R. P. Wesley and C. R. Dixon, "The effect of porosity on 5086-H116 aluminum Alloy Welds", Welding Journal, pp.95-98, 1975.
- [31] B. Hemsworth, T. Boniszewski and N. F. Eaton, "Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys", Welding Journal, 1, pp.5-16, 1969,.
- [32] 江家慶、王星豪，「銲接熱裂縫之理論與機制」，銲接與切割，第10卷第2期，41-51頁，中華民國89年896
- [33] F. Matsuda, "Hot Crack Susceptibility of Metal, Advances in Welding Metallurgy", Japan Welding Society, pp.26-58, 1990.
- [34] 陳志宏，「銲接結構強度學」，台北：三民，358-380頁，中華民國84年。
- [35] T. W. Clyne, and W. Kurz, "The effect of melt composition on solidification cracking of steel with particular reference to continuous casting" Metal Trans. B, 13A, pp.259-266, 1982.
- [36] S. A. David, and J. M. Vitek, "Correlation between solidification parameters and weld microstructures" International Materials Review, 34, pp.213-245, 1989.

- [37] F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Katayama, and Y. Arata, "Weld metal cracking and improvement of 25% Cr-20% Ni (AISI 310S) fully austenitic stainless steel", Japan Welding Society, 13, pp. 41-58, 1982.
- [38] J. C. Borland, "Generalized theory of super-solidus cracking in welds (and castings)" British Welding Journal, 7, pp.508-512, 1960.
- [39] J. E. Steenbergen, and H. R. Thornton, "A Quantitative Determination of the conditions for Hot Cracking During Welding for Aluminum Alloys" Welding Journal, pp.61-68, 1970.
- [40] 林澄貴，「探討銲接收縮及變形」，機械月刊，第九卷第九期，中華民國 72 年。
- [41] Dell k. Allen. Metallurgy theory and practice, New York, American technical publishers, 1969.
- [42] S. Kou, Welding Metallurgy, EB, John Wiley and Sons, New York, 2003.
- [43] Z. Feng, S. A. David, T. Zacaria, and C. L. Tsai, "Quantification of Thermomechanical Conditions for Weld Solidification Cracking" Weld. Joining, pp.11-19, 1997.
- [44] Kaiser. "Welding Kaiser Aluminum" Kaiser Aluminum & Chemical Scales Inc, 1984.
- [45] 楊智綱，「高強度航空用 7000 系鋁合金機械性質、抗應力腐蝕破壞性及銲接熱影響區特性之研究」，國立中央大學機械工程研究所，博士論文，中華民國 90 年。
- [46] Merton C. Flemings., Solidification processing, New York, Mc Graw Hill. ,1974.
- [47] D. A. Porter, and K. E. Easterling, Phase transformations in metals and

alloys, 2nd ed, New York, Chapman and Hall, 1992.

- [48] 郭飛虎，「2024, 2219 及 6061 高強度鋁合金的銲接性研究」，銲接與切割，第 6 卷第 2 期，中華民國 85 年。
- [49] W. Lin, J. C. Lippold and W. A. Baeslack III., "An Evaluation of Heat Affected Zone Liquation Cracking Susceptibility, Part I: Development of a Method for Quantification", Welding Journal, 72, 4, pp.135-153, 1993.
- [50] T. P. Zhu, Z. W. Chen, and W. Gao, "Incipient melting in partially melted zone during arc welding of AZ91D magnesium alloy" Materials Science and Engineering A, 416, pp.246–252, 2006.
- [51] T. P. Zhu, Z. W. Chen, and W. Gao, "Microstructure formation in partially melted zone during gas tungsten arc welding of AZ91 Mg cast alloy" Material Scharacterization, 59, pp.1550-1558, 2008.
- [52] G.L. Liang, G. Zhou, and S.Q. Yuan, "Study on hybrid heat source overlap welding of magnesium alloy AZ31B" Materials Science and Engineering A, 499, pp.93–96, 2009.
- [53] W. F. Savage, and C. D. Lundin, *ibid* 44, pp.443, 1965.
- [54] C. D. Lundin, W. T. DeLong, and D. F. Spond, "The Fissure Bend Test", Welding Journal, 145-151, June 1976.
- [55] N. F. Gittos and M. H. Scott "Heat-affect Zone Cracking of Al-Mn-Si Alloy" *ibid*, pp.95-103, June 1981.
- [56] J. A. Liptax, and F. R. Baysinger, *ibid*, 47,173, 1968.
- [57] C. D. Lundin, A. C. Lingenfelter, G. E. Grptle, G. G. Lessmann and S. J. Matthews, "The Vareststraint Test", WRC Bulletin 280, August 1980.
- [58] H. B. Cary, Modern Welding Technology, 3rd ed., Englewood Cliff, New Jersey, Prentice-Hall Inc, 1998.

- [59] I. Varol, W. A. Baeslack III and J. C. Lippold, "Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel", Metallography, 23, pp.1-19, 1989.
- [60] C. D. Lundin, C. Y. P. Qiao, T. P. S. Gill and G. M. Goodwin, "Hot ductility and hot cracking behavior of modified 316 stainless steels designed for high- temperature service", Welding Journal, pp.189-200, 1993
- [61] V. P. Kujanpaa, N. J. Suutala, T. K. Takalo and T. J. Moisio, "Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic–ferritic stainless steel welds", Welding Research Institute, 9, pp.55-76, 1979.
- [62] G. M. Chirieleison, G. L. Hoback, P. Crook and H. J. White, "The welding characteristics of a new Ni-Cr-Mo alloy designed to resist wet process phosphoric acid", Welding Journal, 87, pp.119-123, 2008.
- [63] Alber A. Sadek, "Effect of new tungsten electrodes on hot cracking susceptibility", Material Letters, 25, pp.229-234, 1995.
- [64] Abdulhamid S. Al-Akel, A. K. Abdelatif and F. Abo Gharbia, "Effect of preheating on hot cracking susceptibility of welded austenitic stainless steels", The 6th Saudi Engineering Conference, Vol. 5, p. 243-255, KFUPM, Dhahran, December, 2002.
- [65] 周長彬、蔡丕椿、郭央謙，「銲接學」，65 頁。台北：全華，中華民國 86 年。
- [66] X. J. Liu, R. S. Huang, H. Y. Wang and S. H. Liu, "Improvement of TIG lap weldability of dissimilar metals of Al and Mg", Science and Technology of Welding and Joining, 12, pp.258-260, 2007.

- [67] G. Song and C. H. Shan, "Microstructures of laser-tungsten inert gas hybrid welding of dissimilar AZ31 Mg alloy and Q235 steel with Ni as interlayer", Materials Research Innovations, 15, pp.145-149, 2011.
- [68] L. M. Liu, D. H. Cai and Z. D. Zhang, "Magnesium alloy weld using manganese chloride coated wire", Science and Technology of Welding and Joining, 13, pp.44-48, 2008.
- [69] Z.D. Zhang, L.M. Liu, Y. Shen and L. Wang, "Mechanical properties and microstructures of a magnesium alloy gas tungsten arc welded with a cadmium chloride flux", Materials Characterization, 59, pp.40-46, 2008.
- [70] D. Min, J. Shen, S. Q. Lai and J. Chen, "Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy plates", Materials Characterization, 60, pp.1583-1590, 2009.
- [71] F. Czerwinski, Magnesium Injection Molding, CH1, EB, pp61-65, Boston, MA Springer-Verlag, 2008.
- [72] L. M. Liu and C. f. Dong, "Gas tungsten- arc filler welding of AZ31 magnesium alloy", Materials Letters, 60, pp.2194-2197, 2006.
- [73] Y. H. Su, Z. J. Liu and D. Liu, "Effect of magnetic field on microstructure and properties of magnesium alloy welded joint with GTAW", Advanced Materials Research, 183-193, pp.3507-3510, 2011.
- [74] G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill, New York, 1976.
- [75] R. F. Decker, Metallurgical Transactions, vol. 4, pp. 2495-2518, 1973.
- [76] J. W. Martin, Precipitation Hardening, Pergamon press, New York, 1968.
- [77] J. Buha, "The effect of Ba on the microstructure and age hardening of an Mg- Zn alloy", Materials Science and Engineering A, 491, pp.70-79, 2008.

- [78] J. Geng, X. Gao, X. Y. Fang and J. F. Nie, "Enhanced age-hardening response of Mg- Zn alloys via Co additions", Scripta Materialia, 64, pp.506-509, 2011.
- [79] A. Srinivasan, U. T. S. Pillai and B. C. Pai, "Effects of elemental additions (Si and Sb) on the ageing behavior of AZ91 magnesium alloy", Materials Science and Engineering A, 527, pp.6543-6550, 2010.
- [80] W. J. Lai, Y. Y. Li, Y. F. Hsu, S. Trong, W. H. Wang, "Aging behaviour and precipitate morphologies in Mg-7.7Al-0.5Zn-0.3Mn (wt %) alloy", Journal of Alloys and Compounds, 476, pp.118-124, 2009
- [81] S. Celotto, "TEM Study of Continuous Precipitation in Mg-9wt%Al-1wt%Zn Alloy", Acta Materialia, vol48, pp.1775-1787, 2000.
- [82] S. Celotto, "Study of precipitation in aged binary Mg-Al and ternary Mg-Al-Zn alloys using ²⁷Al NMR spectroscopy", Acta Materialia, vol. 49, pp. 41-51, 2001.
- [83] E. Robert Reed-Hill, Physical Metallurgy Principles, 3ed, pp.532-535, 1994.
- [84] B. Thomas, "Hot Cracking Phenomena in Welds II" EB, pp.49-50, Berlin, Springer-Verlag, 2008.
- [85] H. K. Kim, and W. J. Kim, "Microstructural instability and strength of an AZ31 Mg alloy after severe plastic deformation" Materials Science and Engineering A, 385 , pp.300-308, 2004.
- [86] T. Beldjoudi, "Influence of Homogenization and Artificial Aging Heat Treatments on Corrosion Behavior of Mg-Al alloys", Corrosion Science, vol. 49, no. 9, pp.738-745, Sep. 1993.
- [87] ASTM B557M – 02, "Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum- and Magnesium-Alloy Products", ASTM.

- [88] C. J. Huang, C. M. Cheng, and C. P. Chou, "The Influence of Aluminum Content of AZ61 and AZ80 Magnesium Alloys on Hot Cracking", Materials and Manufacturing Processes, 26(09), pp.1179-1178, 2011.
- [89] C. Huang and S. Kou, "Partially Melted Zone in Aluminum Welds: Solute Segregation and Mechanical Behavior", Welding Journal, 1, pp.9-17, 2001.
- [90] C. M. Cheng, C. P. Chou, I. K. Lee, H. Y. Lin, "Hot cracking of welds on heat treatable aluminium alloys", Science and Technology of Welding and Joining, 10, pp.344–352, 2005.
- [91] .K. H. Leong, G. Kornecki, P. G. Standers, and J. S. Keske, "Laser Beam welding of AZ31B-H24 alloy", Laser Materials Processing Con., FL, Orlando, pp.28-36, 1998.
- [92] B. Ribic, T. A. Palmer and T. DebRoy, "Problems and issues in laser-arc hybrid welding", International Materials Reviews , 54 , pp.223-244, 2009.
- [93] C. J. Huang, C. M. Cheng, C. P. Chou and F. H. Chan, " Hot Cracking in AZ31 and AZ61 Magnesium Alloy", Journal of Materials Sciences and Technology, 27(7), pp.633-640, 2011.
- [94] I. A. Yakubtsova, B. J. Diaka, C. A. Sagera, B. Bhattacharyab, W. D. MacDonaldc, and M. Niewczasb, "Effects of heat treatment on microstructure and tensile deformation of Mg AZ80 alloy at room temperature", Materials Science and Engineering A, 496 , pp.247-255, 2008.
- [95] Y. Tamura, Y. Kida, H. Tamehiro, N. Kono, H. Soda, and A. McLean "The effect of manganese on the precipitation of Mg₁₇Al₁₂ phase in magnesium alloy AZ 91", Journal of Materials Science, 43, pp.1249–1258, 2008.
- [96] D. Duly, J. P. Simon, and Y. Brechet, "On the competition between continuous and discontinuous precipitations in binary Mg-Al alloys", Acta

Materialia, 43, pp101-106, 1995.

- [97] G. Y. Yuan, Y.S. Sun, and W.J. Ding, "Effects of bismuth and antimony additions on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy", Materials Science and Engineering A, 308, pp.38–44, 2001.
- [98] Y. Uematsu, K. Tokaji, and M. Matsumoto, "Effect of aging treatment on fatigue behaviour in extruded AZ61 and AZ80 magnesium alloys", Materials Science and Engineering A, 517, pp.138–145, 2009.
- [99] M.Y. Zheng, K. Wu, S. Kamado, and Y. Kojima, "Aging behavior of squeeze cast SiCw/AZ91 magnesium matrix composite", Materials Science and Engineering A, 348, pp.67-/75, 2003.
- [100] 朱育志,「藉由析出處理提升AZ91D 鎂合金壓鑄件之高溫機械性質」, 大同大學材料工程研究所, 碩士論文, 中華民國 97 年。
- [101] 劉文勝,「AZ61 鎂合金的疲勞性質與破壞分析」, 國立中央大學機械工程研究所, 碩士論文, 中華民國 89 年。
- [102] D. Lahaie, J. D. Embury, M. M. Chadwick and G. T. Gray, "A note on the deformation of fine grained magnesium alloys", Scripta Metall, 27, p139, 1992.