

3. 結果與討論

3.1 光學顯微鏡(OM)及穿透式電子顯微鏡(TEM)觀察

圖 1 為鑄造試片經過固溶熱處理後但未經過時效熱處理的光學顯微照片，在圖中可以清楚的看見樹枝狀(Dendrite)的結構。可以預期的是，這些樹枝狀晶的晶臂間會因為凝固進行時溶質原子的堆積，形成局部的差排氛圍，進而造成差排堆積而應力集中，裂縫也因此產生，故晶臂間常是裂縫成核成長的地方所在。

圖 2(a)是熱軋試片經過 1100°C、1.5 小時固溶熱處理並水淬後之 OM 照片，從圖上可以很清楚的看到母相是沃斯田鐵相，在晶粒裡面存在有雙晶的結構，除此之外並沒有看見任何析出物存在於沃斯田鐵晶粒內或晶界上。擁有沃斯田鐵相的合金因其具有面心立方結構，在受到應力時在晶粒內差排很容易產生滑移，延展性非常好。也因此結構擁有大量的滑移系統而後差排不斷堆積互鎖產生破裂。其破斷的機構為差排滑移造成的塑性破斷，所以材料會擁有良好的韌性及冷加工性。圖 2(b)是軋延試片經過固溶熱處理後 TEM 的明視野(Bright-Field)照片，在圖中可以很清晰地看到並無析出

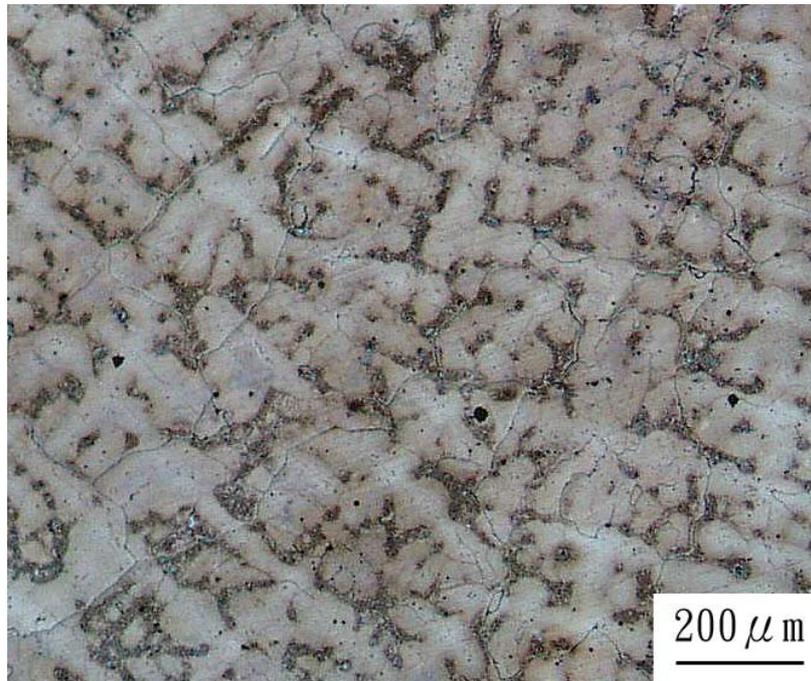


圖 1. 鑄造試片經過在 1100°C、1.5 小時固溶熱處理之 OM 照片。

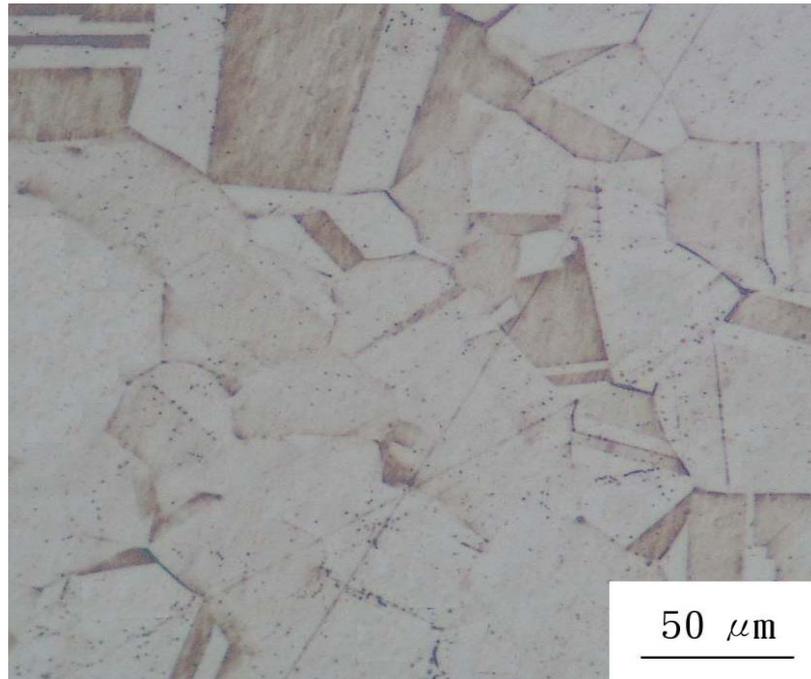


圖 2(a)

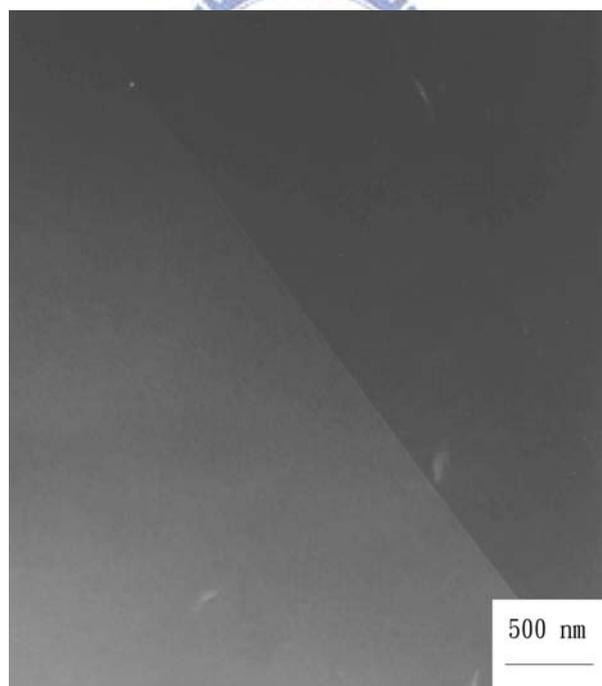


圖 2(b)

圖 2. 軋延試片經過在 1100°C 下固溶熱處理並水淬 (a) OM
(b) TEM 明視野照片。

物在基地(Matrix)或晶界上析出。圖 3(a)和(b)分別為軋延試片經固溶化處理後在 550°C 時效 6 小時之光學和穿透式電子顯微鏡照片。由圖 3(b)中可看出非常細的析出物密密麻麻的分布在晶粒內部，經由與別人研究比較後知此析出物為擁有 $L'1_2$ 結構的 κ' -碳化物，並且可以發現 κ' -碳化物 是在晶粒內 一致地沿著 $\langle 100 \rangle$ 作整合性 (coherent) 的析出^[1, 24, 25, 26, 29]，同時在晶界上看不到任何析出物。隨著時效溫度的上升， κ' -碳化物不只在晶粒析出，也開始在晶界上形成，如圖 4(a)至 4(b)。圖 4(a)是軋延試片經過固溶熱處理及 650°C，6 小時時效熱處理後之光學顯微鏡照片，從圖中可看出在晶界上已出現少量細小的析出物。經由穿透式電子顯微鏡繞射圖案(Diffraction Pattern)鑑定後確定此析出物為 κ -碳化物。圖 4(b)是熱軋試片經過 650°C，6 小時時效熱處理後之穿透式電子顯微鏡明視野照片，在圖中也可以很清楚的看到在晶粒內有大量的 κ' -碳化物，且比圖 3(a)內的 κ' -碳化物稍微粗大一點。另外在晶界上已有 κ -碳化物出現。圖 5(a)至(c)分別為熱軋試片經過經 850°C，6 小時時效熱處理後之 OM 及 TEM 明視野照片。由圖 5(a)可看出 κ -碳化物幾乎佔滿了所有的晶界，圖 5(b)顯示在晶粒內 κ' -

碳化物的含量已大量減少，而圖 5(c)顯示在晶界上析出之 κ -碳化物量大幅增加。



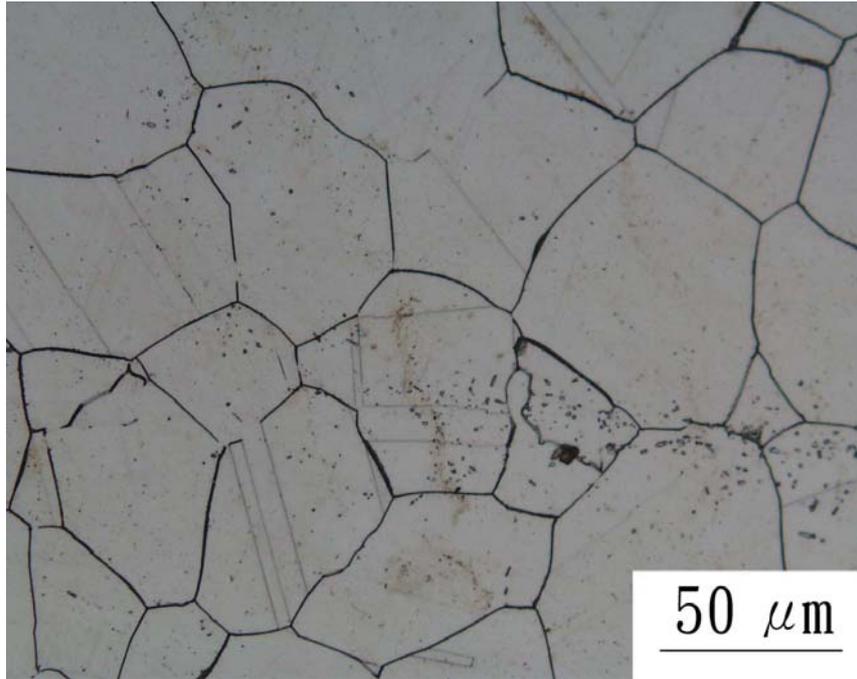


圖 3(a)

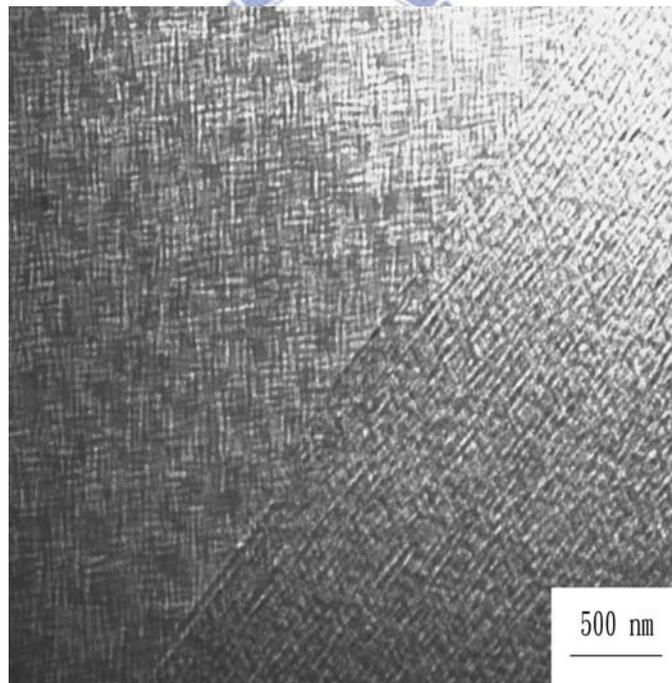


圖 3(b)

圖 3. 軋延試片經過 1100°C 固溶熱處理後再經過 550°C、6 小時時效熱處理(a)OM (b)TEM 明視野照片。

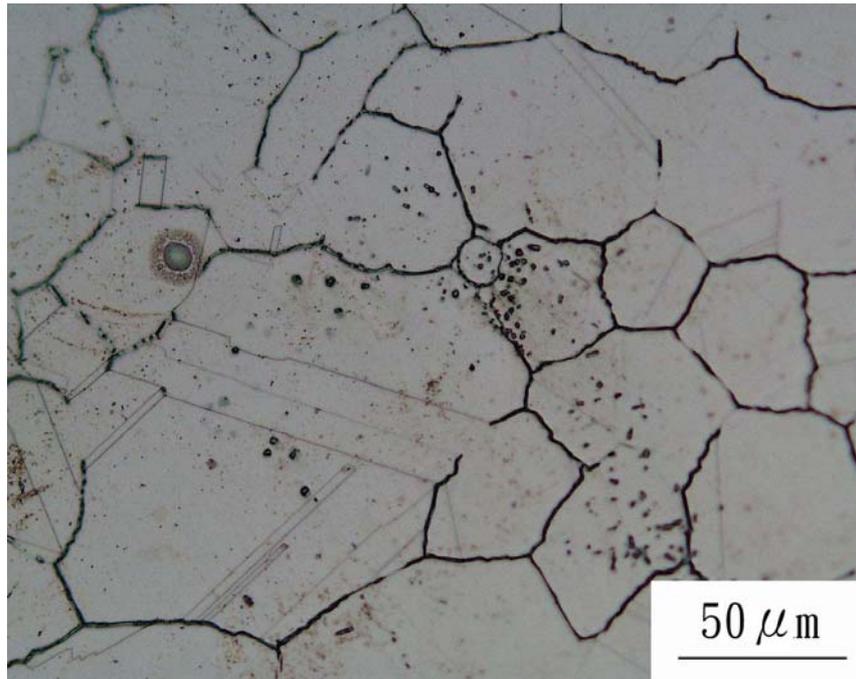


圖 4 (a)

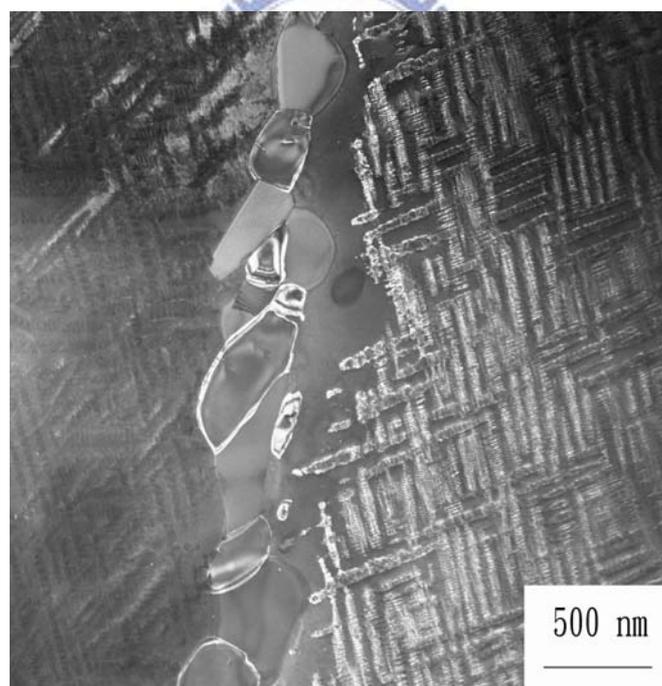


圖 4(b)

圖 4. 軋延試片經過固溶熱處理後再經過 650°C、6 小時時效熱處理(a)OM (b)TEM 明視野照片。

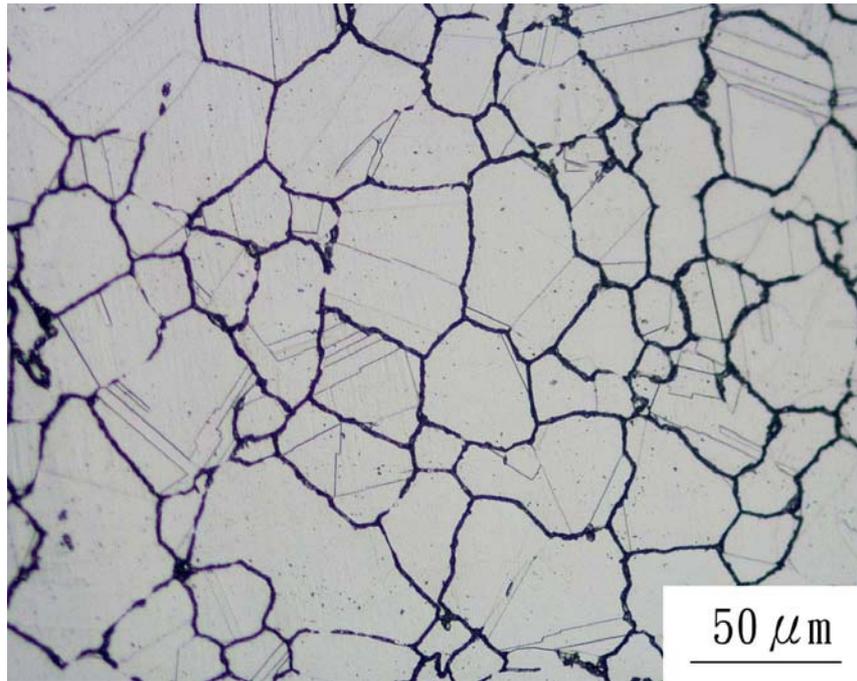


圖 5(a)

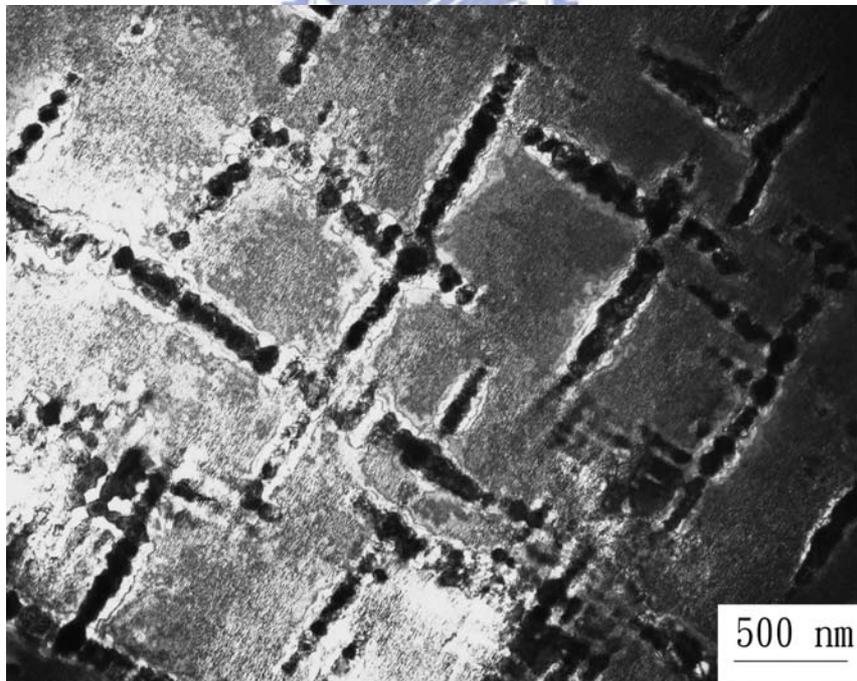


圖 5(b)

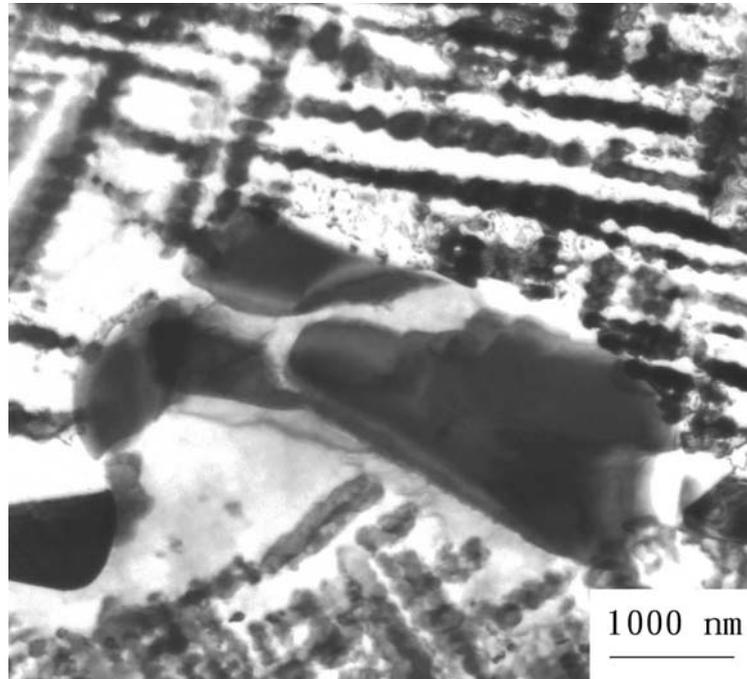


圖 5. 軋延試片經固溶熱處理再經過 850°C、6 小時時效熱處理後(a)OM (b)TEM 照片拍自晶粒內 (c)TEM 照片拍自晶界。

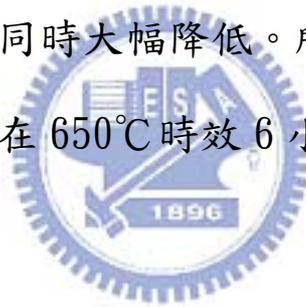
3.2 熱處理對機械性質的影響

材料的機械性質如抗拉強度 (Tensile Stress)、降伏強度 (Yield Stress)、延伸率 (Elongation) 及面積縮減率 (Reduction Area) 等均受到不同之熱處理條件影響，將鐵-9 鋁-30 錳-1.0 碳合金作不同熱處理後，所測得之機械性質分別呈現在表一及表二和圖 6(a)至圖 6(d)。

表一及圖 6(a)、圖 6(b)分別表示鑄造試片經不同溫度時效熱處理後其機械性質及其對應之延伸率及面積縮減率的關係圖。由表一及圖 6(b)可看出鑄造試片經 650°C 時效 6 小時後，其抗拉強度和降伏強度可達到最大值，而由圖 6(a)中可看出合金經時效熱處理後其延伸率及面積縮減率會隨時效溫度之上升而明顯地下降，但至 650°C 時仍有不錯的伸長率(23.8%)，而時效溫度增至 850°C 時，則強度和延性均同時急速下降。

表二、圖 6(c)和圖 6(d)分別表示軋延試片經不同溫度時效熱處理後其機械性質及其對應之延伸率與面積縮減率的關係圖。由表二及圖 6(d)可看出軋延試片經 650°C 時效 6 小時後其抗拉強度及降伏強度可達到最高值，而由圖 6(c)中可看出，合金經時效熱處理後其延伸率及面積縮減率會隨時效

溫度之上升而明顯下降，其性質與鑄造試片相似。由顯微結構觀察和機械性質可知，當試片經 550°C 時效處理 6 小時後，細微的 κ' -碳化物在晶粒內析出，且晶界上無析出物，因此，強度比固溶狀態下增加甚多，且延性只稍微下降。當試片在 650°C 時效處理 6 小時後，晶粒內的細微 κ' -碳化物增加甚多且晶界只有些微的析出，因此使材料強度再增加而延性略為下降。不過在 850°C 時效 6 小時後，試片在晶粒內之 κ' -碳化物大量減少及晶界上粗大 κ -碳化物大幅增加，因此使材料強度和延性同時大幅降低。所以在兼顧強度及延展性的考量下，此合金在 650°C 時效 6 小時是最恰當的。



表一. 鑄造試片經過不同熱處理的機械性質

熱處理 條件	T.S (ksi)	Y.S (ksi)	EL (%)	RA (%)
SHT	105.3	90.9	46.7	51.6
550°C	137.6	126.3	32.3	44.4
650°C	148.2	142.1	18.8	30.3
850°C	128.6	118.3	12.1	22.1



表二. 熱軋試片經過不同熱處理的機械性質

熱處理 條件	T.S (ksi)	Y.S (ksi)	EL (%)	RA (%)
SHT	123.6	103.9	57.3	62.6
550°C	145.6	139.2	50.1	55.4
650°C	159.2	149.8	34.8	41.3
850°C	133.5	127.3	20.7	28.6

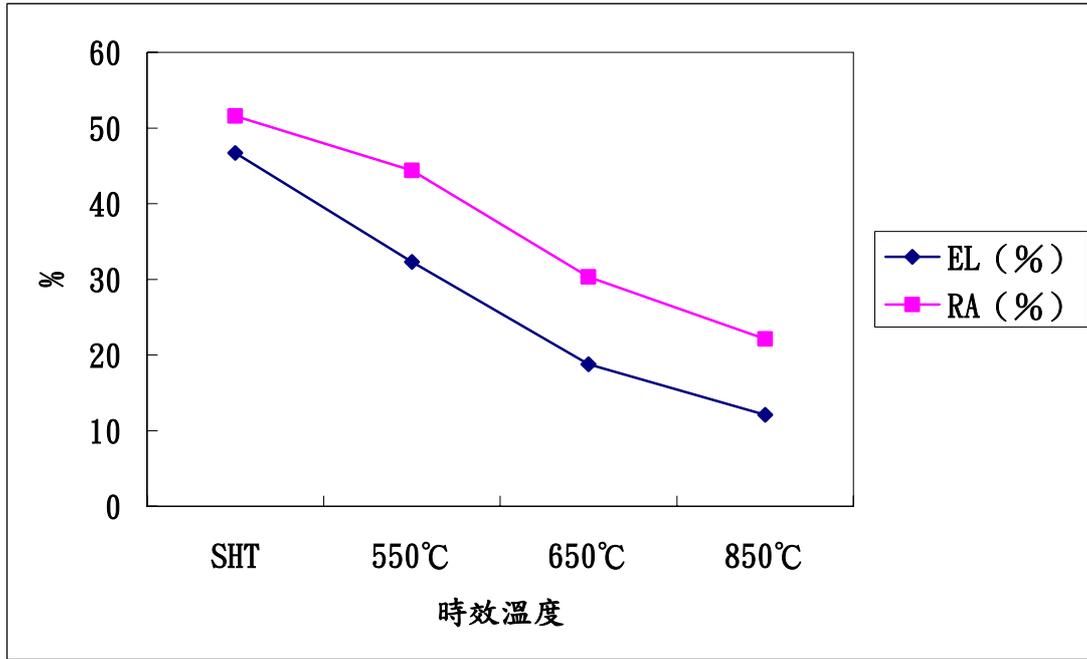


圖 6(a). 鑄造試片延伸率、面積縮減率與時效溫度關係圖

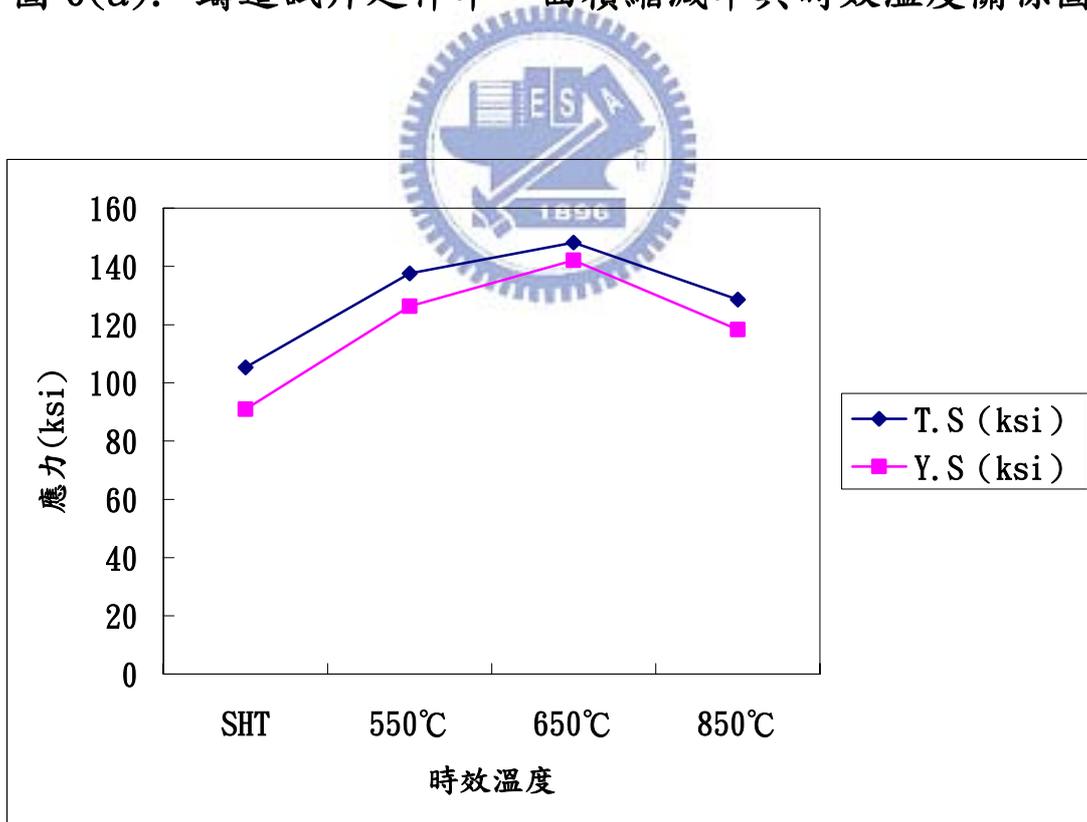


圖 6(b). 鑄造試片抗拉強度、降伏強度與時效溫度關係圖

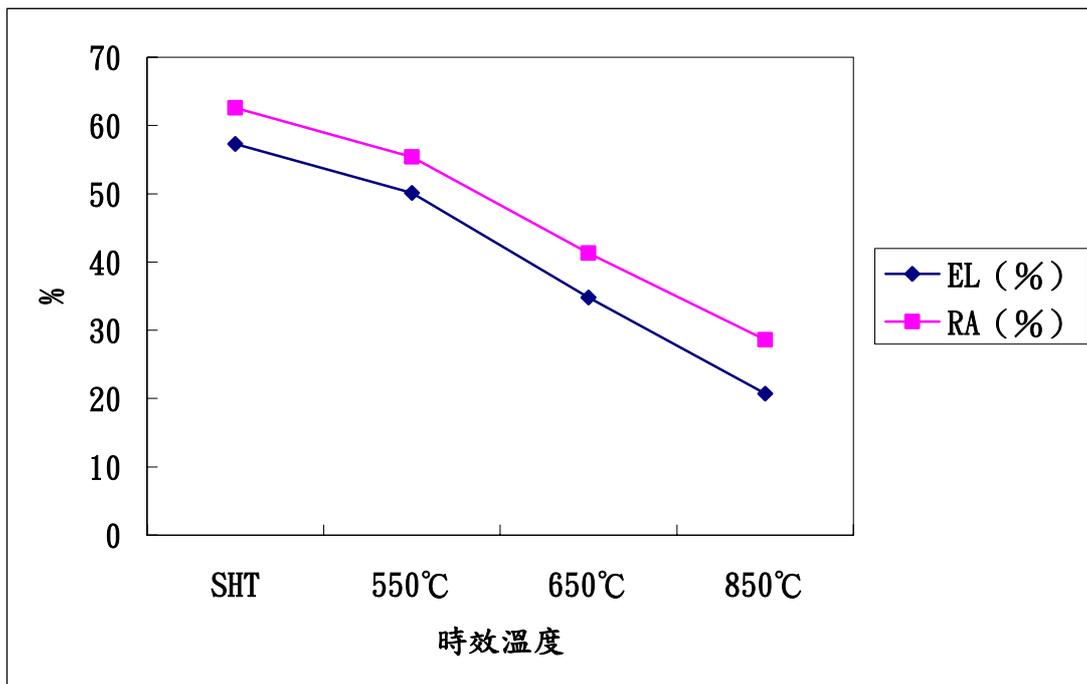


圖 6(c). 熱軋試片延伸率、面積縮減率與時效溫度關係圖

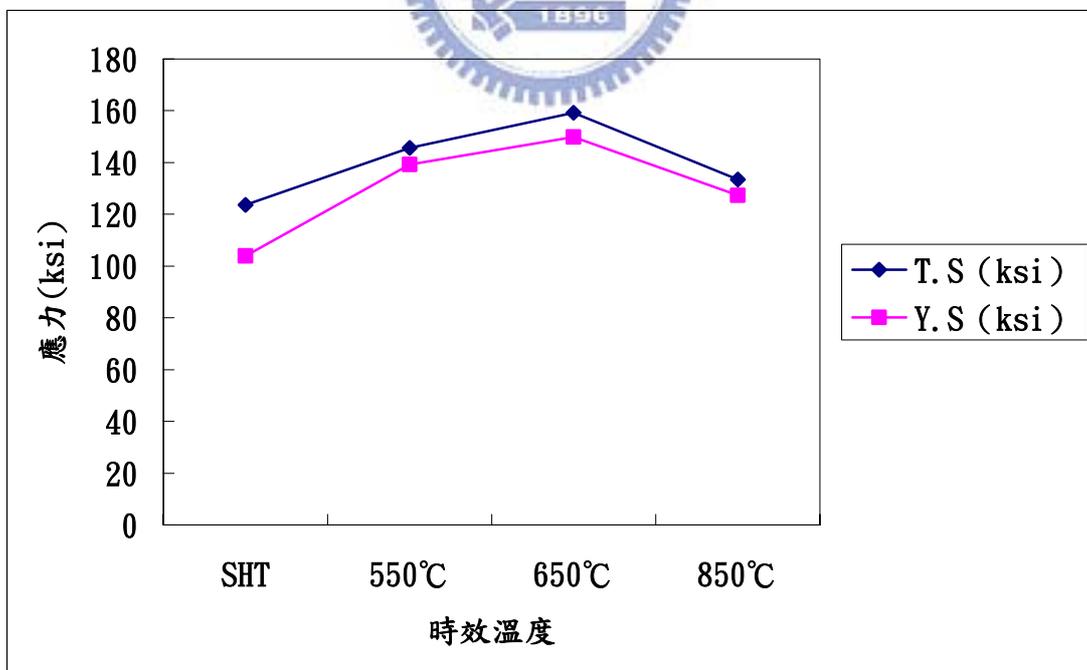


圖 6(d). 熱軋試片抗拉強度、降伏強度與時效溫度關係圖

3.3 破斷面之掃描式電子顯微鏡(SEM)觀察

合金在拉伸試驗下其破斷面型態和破裂模式深受熱處理條件(或顯微結構)之影響，兩者之間的關係可利用掃描式電子顯微鏡 (scanning electron microscope, SEM) 觀察，結果分別呈現如下。

圖 7(a)為鑄造試片在 1100°C、1.5 小時固溶熱處理並水淬後經拉伸試驗斷裂後試片之相片。圖 7(a)中可觀察到試片在拉伸過程中因塑性變形而產生頸縮(Necking)現象，而且也可看到破裂面中央和兩側夾角約成 45 度，出現剪變唇 (Shear-lips) 稱為杯錐破裂 (Cup and Cone fracture)，是斷裂末期試片截面已無法負荷其應力時造成瞬間斷裂的證據，而這些破裂現象均為延性破裂之最大特徵。圖 7(b)為鑄造試片經固溶熱處理並於 850°C 時效 6 小時後經拉伸試驗斷裂後試片之相片。相對於圖 7(a)，可看出斷裂面相對平整得多且無明顯的頸縮現象。這間接指出鑄造試片經過 850°C 時效 6 小時後，破斷行為轉變成脆性。

圖 8(a)為軋延試片在 1100°C、1.5 小時固溶熱處理後水淬經拉伸試驗斷裂後試片之相片。可以看到經過軋延後試片的延性明顯的比鑄造試片好，這可由更明顯的頸縮現象及更

加扭曲灰暗的破斷面佐證。圖 8(b)為軋延試片經固溶熱處理並於 850°C 時效 6 小時經拉伸試驗斷裂後之相片，可明顯看出頸縮現象不如圖 8(a)，其與表二中所述延性較差相符合。





圖 7(a). 鑄造試片在 1100°C 、1.5 小時固溶熱處理後水淬經拉伸試驗斷裂後試片之相片。



圖 7(b). 鑄造試片在 1100°C 、1.5 小時固溶熱處理再經過 850°C 、6 小時時效熱處理後水淬經拉伸試驗斷裂後試片之相片。



圖 8(a). 熱軋試片在 1100°C 、1.5 小時固溶熱處理後水淬經拉伸試驗斷裂後試片之相片。



圖 8(b). 熱軋試片在 1100°C 、1.5 小時固溶熱處理再經過 850°C 、6 小時時效熱處理後水淬經拉伸試驗斷裂後試片之相片。

以下將利用掃描式電子顯微鏡分別來觀察鑄造試片及軋延試片經拉伸試驗後之破斷面。首先，可以看到圖 9 到圖 12 分別為鑄造試片經過固溶熱處理及不同時效熱處理的掃描式電子顯微鏡照片，值得注意的是當時效溫度越來越高時，破斷行為也慢慢地從酒渦狀凹洞 (Dimple Pattern) 型的延性破斷，演進成帶有脆性的穿晶破斷，最後變成以沿晶破斷為主的破裂。圖 9(a) 鑄造試片經過固溶熱處理之低倍數掃描式電子顯微鏡照片，可以看到試片由外而內的破斷行為。圖 9(b) 到圖 9(d) 為其試片由外部到內部的高倍數的照片。由圖 9(b) 中可看出試片初受應力時，試片的塑性變形以差排滑移為主，因此造成了許多滑移帶。而圖 9(c) 顯示滑移帶和酒窩狀凹洞混合區，但酒窩狀凹洞比起內部來的少又淺。當繼續施加應力時，試片內部之微孔洞開始成長合併，形成原裂縫 (Origin Crack)，原裂縫在拉伸作用下以空孔薄板機構 (Void-sheet mechanism) 推展裂縫，裂縫尖端因應力集中而導致破斷。破裂行為一開始時內部所有微孔洞被垂直的應力作用而上下破斷，在掃描式電子顯微鏡下即呈現為又深又密的酒渦狀凹洞，如圖 9(d)，而此種破裂模式正是延性破裂的特徵。藉由破斷面分析可知，鑄造試片經過 1100°C、1.5

小時固溶熱處理後有很好的延展性。

圖 10(a) 為鑄造試片固溶熱處理後再經過 550°C、6 小時時效熱處理橫截面之低倍數掃描式電子顯微鏡照片。可以看見試片的破斷行為開始出現大的變化。圖 10(b) 可以看到穿晶破斷面在巨觀下平坦而不扭曲，在掃描式電子顯微鏡下，表面出現了河流狀 (river pattern) 圖案，呈劈裂 (cleavage) 的現象。流紋亦稱”人形”或”山形” (chereron pattern) 紋，為帶有台階 (ledge) 之裂縫沿不同平面延伸和差排作用下所留下的輻射狀散射之花紋，這個現象顯示合金延性快速降低。圖 10(c) 顯示劈裂和粗大且淺的酒窩狀凹洞。圖 10(d) 顯示酒窩狀凹洞比圖 9(d) 淺且粗大。此結果表示經 550°C、6 小時時效處理後，材料延性下降。

當時效溫度上升到 650°C 時，穿晶破斷越來越嚴重，圖 11(a) 顯示內部的破斷開始伴隨著極脆性的延晶破斷，可以想見此時晶界的脆性正開始急劇的上升。如圖 11(a)、圖 11(b) 雖然隨著裂縫的前進，斷裂面所剩的截面積越來越小而相對應力越來越大，延晶破斷的行為理應會快速浮現，但也要考慮斷裂速率也不斷提升，因此穿晶破斷在中央到邊緣地帶仍是主要斷裂的模式。經 650°C 時效處理，鑄造試片已幾近脆

性的破斷。不讓人意外的，經過在 850°C 時效 6 小時後，晶界的強度已經無法負擔外加的應力，因此由鑄造試片內部到邊緣均是比例極大的沿晶破斷，如圖 12。

由破斷面分析及拉伸數據可以確定當時效溫度越來越高時，鑄造試片的延性會快速的下降且破斷的行為會越來越接近穿晶甚或沿晶破斷，這間接證實了光學顯微鏡及穿透式電子顯微鏡的結果，也就是當晶界析出物 κ -碳化物成長到一定大小後不但無法強化材料反而會嚴重脆化。總體看起來，鑄造試片經過時效熱處理後，破斷模式是比較偏向脆性的穿晶、沿晶破斷。



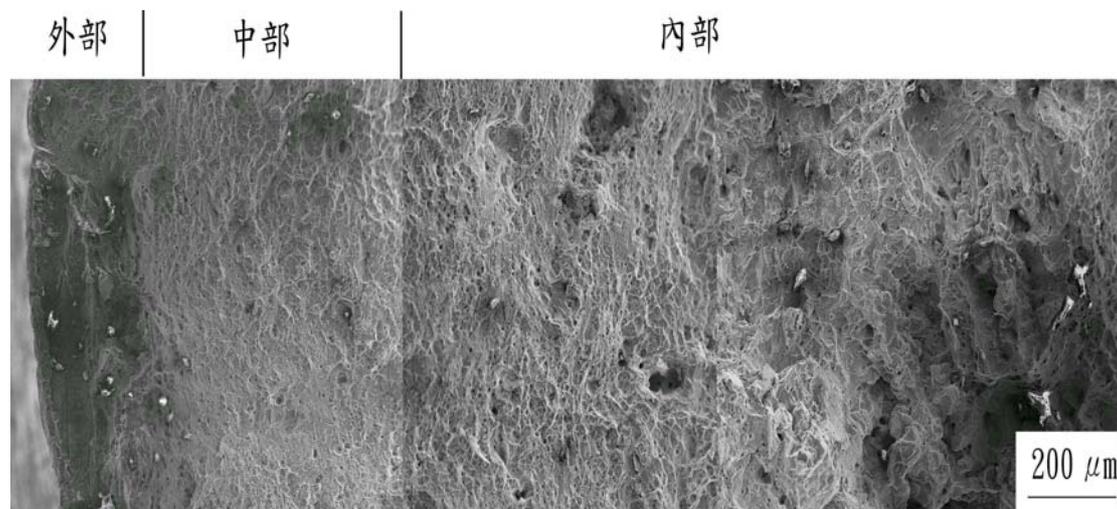


圖 9(a)

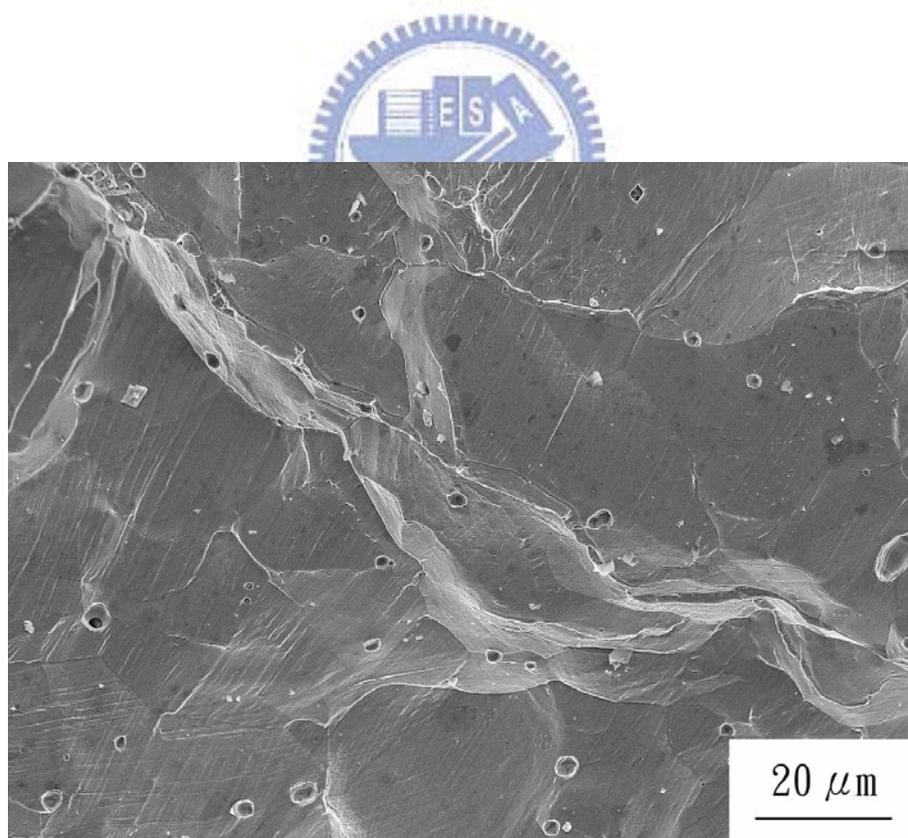


圖 9(b)

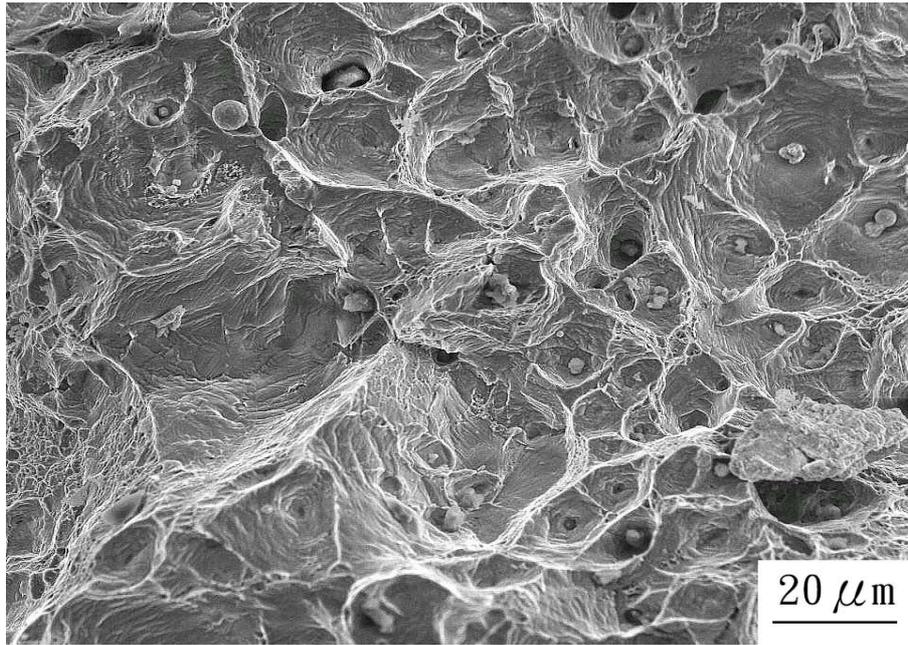


圖 9(c)

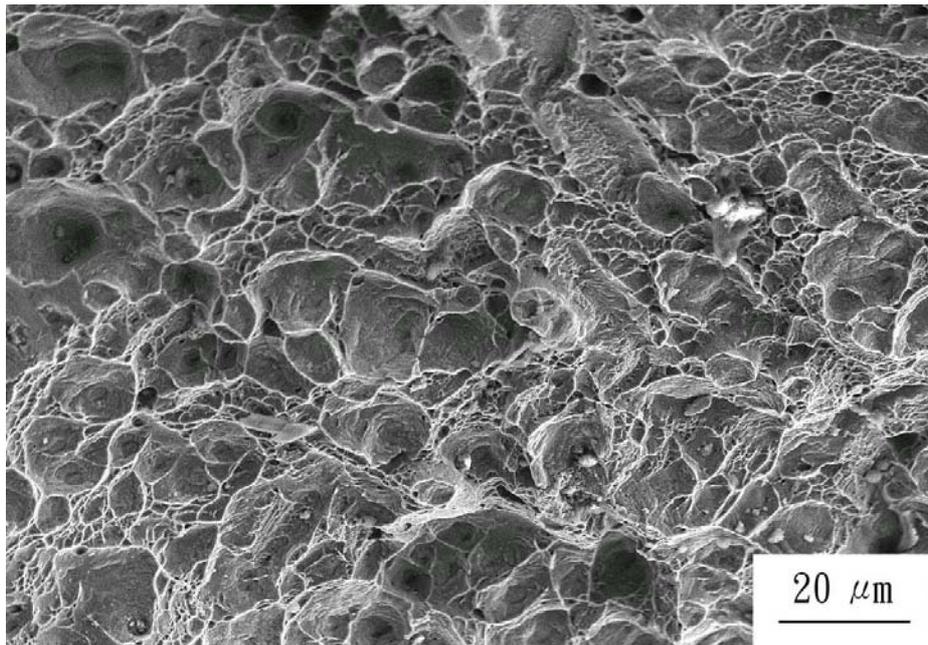


圖 9(d)

圖 9. 鑄造試片經固溶熱處理後橫截面之掃描式電子顯微鏡照片
(a)低倍率照片 (b)取自試片外部照片 (c)取自試片中部
照片 (d)取自試片內部照片。

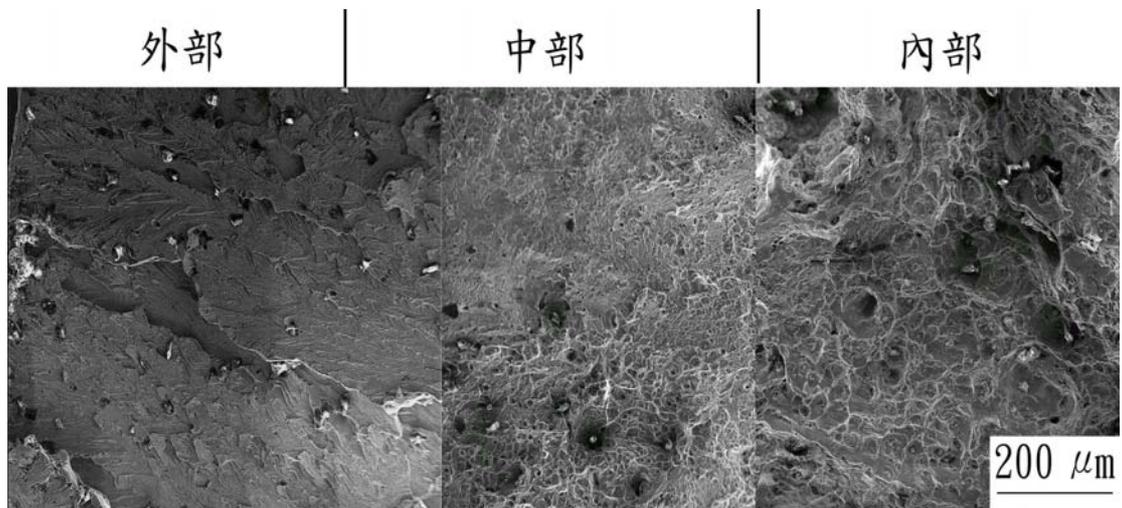


圖 10(a)

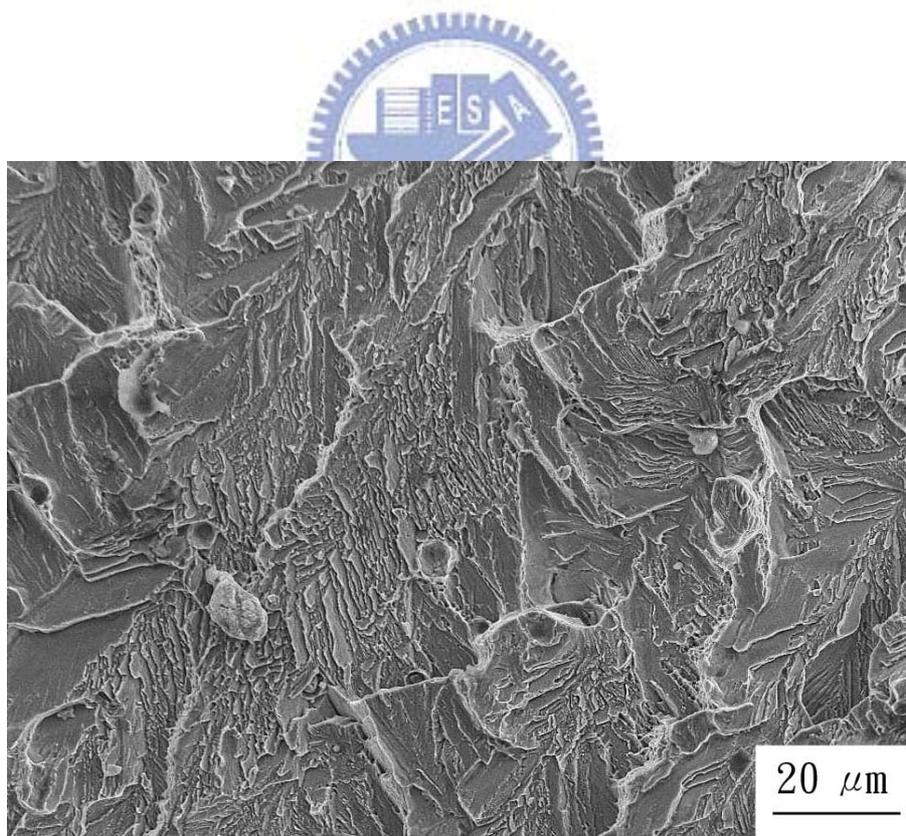


圖 10(b)

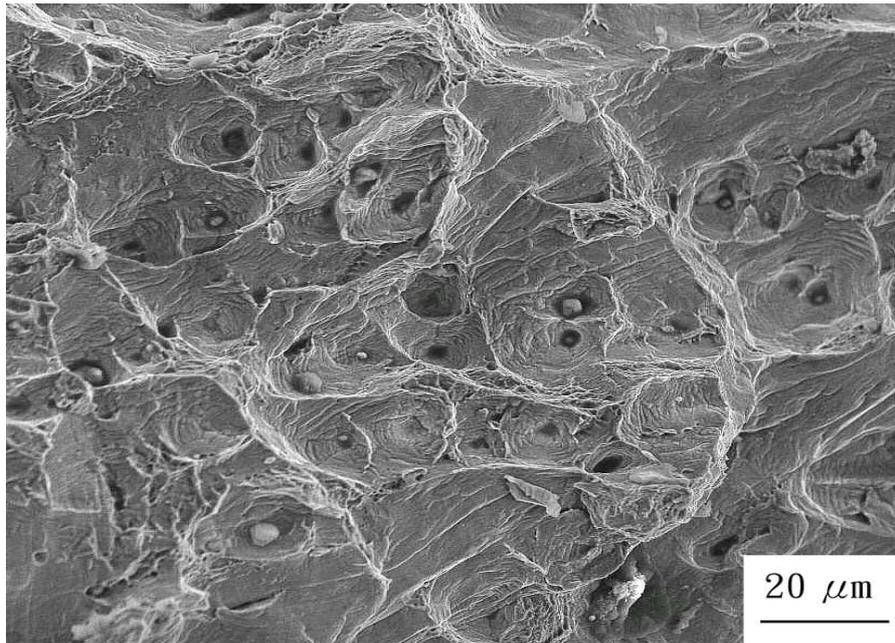


圖 10(c)

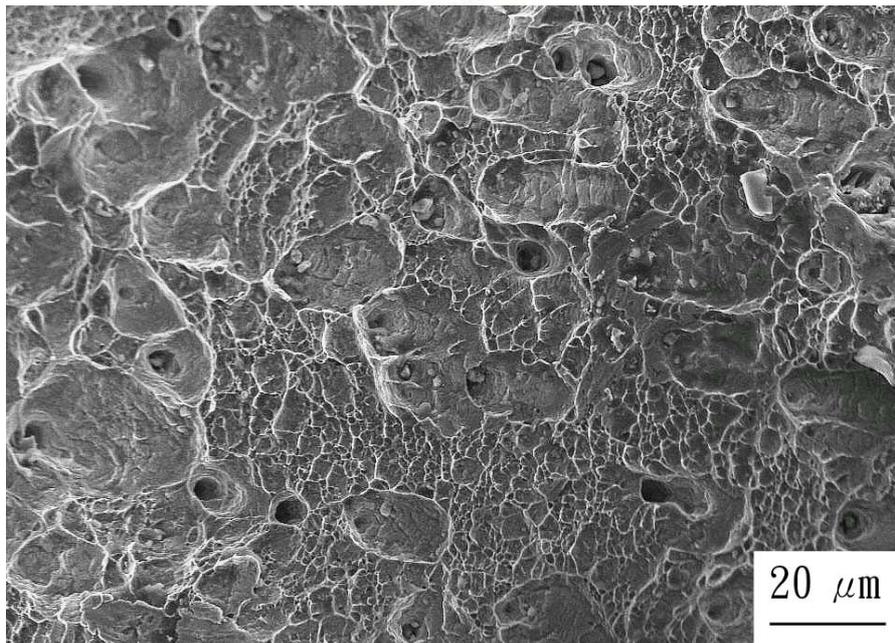


圖 10(d)

圖 10. 鑄造試片固溶熱處理後再經過 550°C、6 小時時效熱處理之橫截面掃描式電子顯微鏡照片 (a) 低倍率照片 (b) 取自試片外部照片 (c) 取自試片中部照片 (d) 取自試片內部照片。

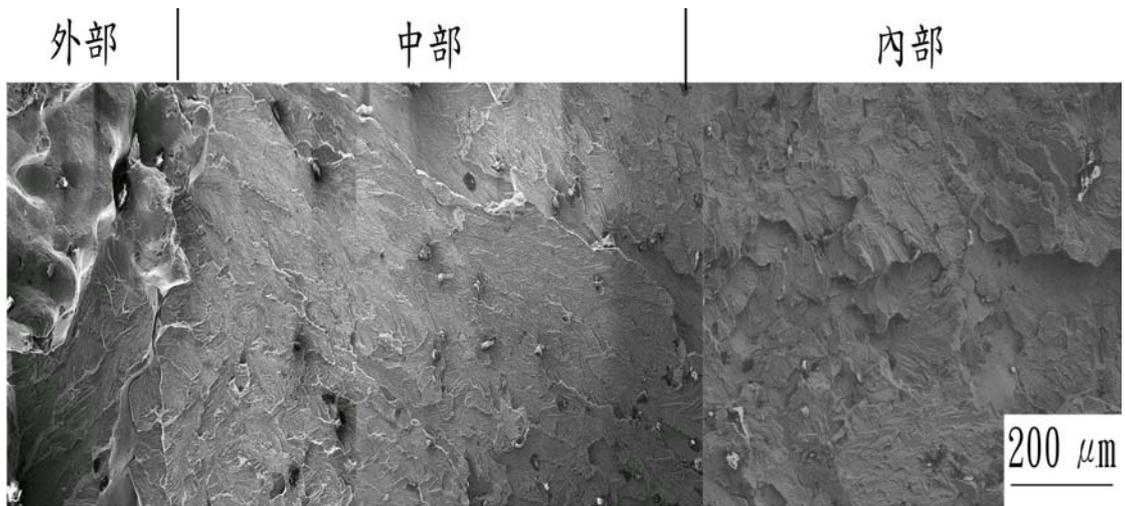


圖 11(a)

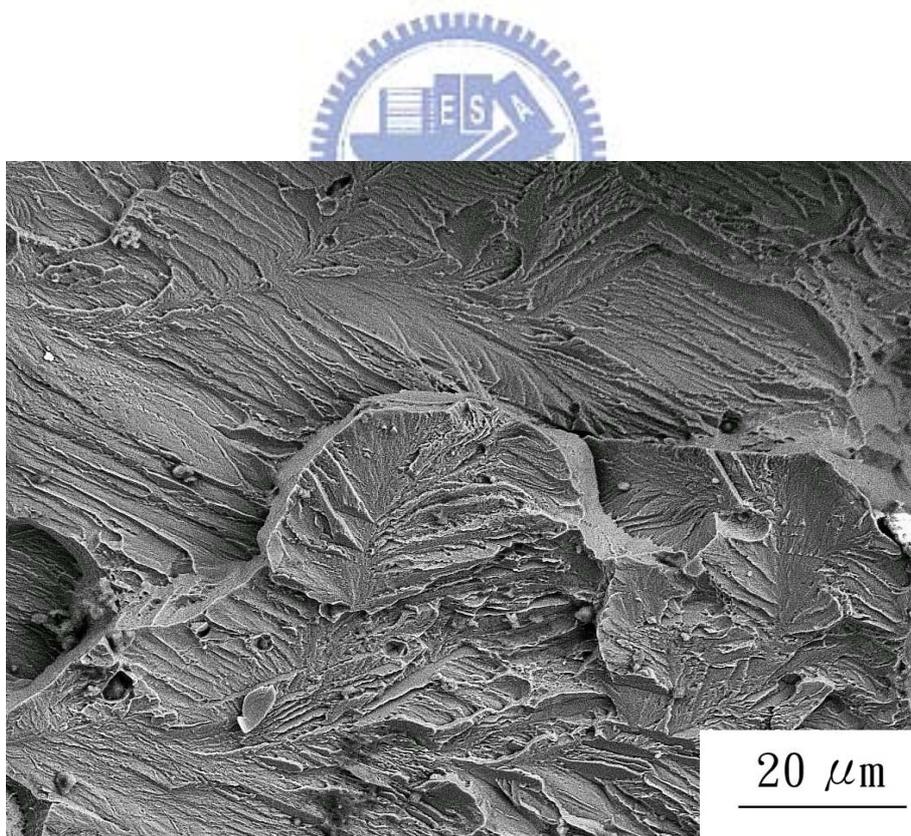


圖 11(b)

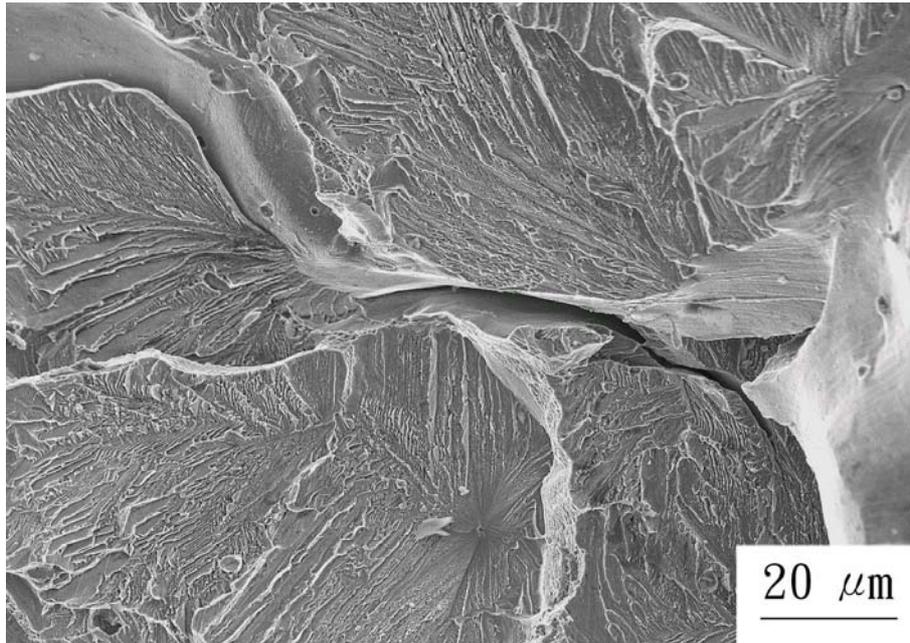


圖 11(c)

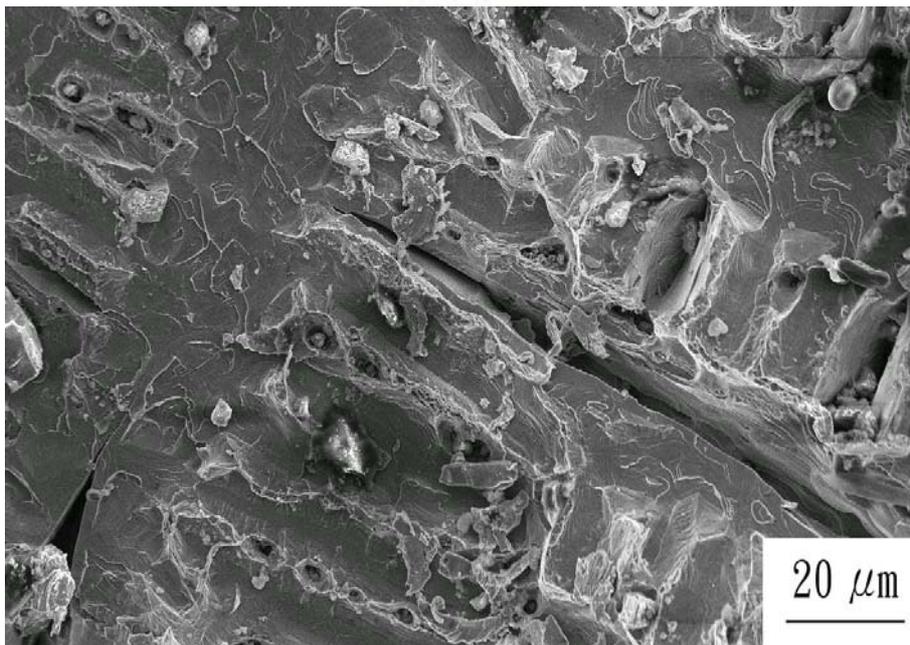


圖 11(d)

圖 11. 鑄造試片固溶熱處理後再經過 650°C、6 小時時效熱處理之橫截面掃描式電子顯微鏡照片 (a) 低倍率照片 (b) 取自試片外部照片 (c) 取自試片中部照片 (d) 取自試片內部照片。