

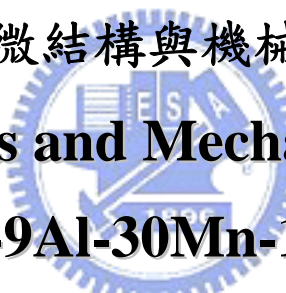
國立交通大學
材料科學與工程研究所

碩士論文

鐵-9 鋁-30 錳-1.6 碳合金

顯微結構與機械性質

**Microstructures and Mechanical Properties
in an Fe-9Al-30Mn-1.6C Alloy**



研究生：曾傑享

指導教授：劉增豐教授

中華民國九十四年七月

致謝

感謝指導教授劉增豐博士兩年來的諄諄教誨，使得學生能順利完成碩士論文。

感謝實驗室諸位學長的細心指導，實在獲益良多；感謝交大外校聯盟的同學們相互吐槽兼打氣，還有學弟們的鼎力相助，讓研究所生涯能劃下完美的句點。

最後，將此篇論文獻給最支持我的爸、媽、哥哥以及女友藹玲，謝謝他們的鼓勵與關心。



摘要

本篇論文主要探討鐵-9wt%鋁-30wt%錳-1.6wt%碳合金在淬火狀態和經過不同溫度時效熱處理後之顯微結構的變化，以及討論顯微結構對合金機械性質的影響。

合金在淬火狀態或經過 550°C 到 850°C 不同溫度短時間的時效熱處理可觀察到細小 κ' 碳化物在晶粒內析出而晶界上不會有析出物，因而可使合金強度增加且對延性不會有太大影響。但合金經長時間時效後，除了晶粒內有細小 κ' 碳化物之外，晶界上還可以觀察到在淬火過程中所形成的細微 κ' 碳化物與粗大的 κ' 碳化物共存的現象。這種析出現象將造成合金的強度及延性均隨著時效溫度升高而降低。另外以掃描式電子顯微鏡觀察試片的拉伸破斷面後，所得到的結果與所觀察到的相變化過程相當符合。合金經過 550°C 時效熱處理後強度增加且為延性斷裂；而經過 850°C 時效熱處理後，合金強度與延性均迅速降低，破壞型態主要為沿晶斷裂，伴隨部份的穿晶破壞模式。

Abstract

The purpose of the present study is to examine the relationships between microstructures and mechanical properties of the Fe-9wt%Al-30wt%Mn-1.6wt%C alloy in the as-quenched condition and after being aged at different aging temperature for various times by using scanning electron microscopy and transmission electron microscopy.

When the alloy was in the as-quenched condition or aged at temperatures ranging from 550°C to 850°C for short times, fine κ' -carbides could be observed within the austenite matrix and no evidence of the grain boundary precipitates could be detected. Therefore, the strength of the alloy increased without significantly decrease in ductility. However, when the alloy was aged at higher temperature, not only fine κ' -carbides were formed within the matrix, but the coexistence of extremely fine κ -carbides formed during quenching and coarse particles of κ -carbides formed at aging temperature on the grain boundaries were found. Both of the strength and ductility of the alloy decrease with increasing aging temperature. Besides, the

fracture surface of the alloy was also observed by scanning electron microscopy. The results show that the strength increased and the fracture surface belonged to ductile failure when the alloy was aged at 550°C. When the alloy was aged at 850°C, however, both of the strength and ductility of the alloy decreased rapidly, and the fracture behavior was of intergranular failure. The results of fracture behavior were corresponding to the microstructure features.



內容

| | |
|---------------|----|
| 摘要..... | 1 |
| Abstract..... | 2 |
| 內容..... | 4 |
| 圖表目錄..... | 5 |
| 前言..... | 7 |
| 實驗步驟..... | 10 |
| 結果與討論..... | 12 |
| 結論..... | 44 |
| 參考文獻..... | 46 |



圖表目錄

- 表 1.合金在淬火狀態和經過不同溫度的時效處理後的機械性質.....26
- 圖 1.合金經過固溶化熱處理的(a) OM 照片(b)TEM 明視野照片(c)包含沃斯田鐵母相和細微 κ' 碳化物的擇區繞射圖型，區軸為[001](hkl 為沃斯田鐵母相， hkl 為 κ' 碳化物).....13
- 圖 2.合金經過 550°C、6 小時時效熱處理的(a) TEM 明視野照片(b)包含沃斯田鐵母相和細微 κ' 碳化物的擇區繞射圖型，區軸為[001](hkl 為沃斯田鐵母相， hkl 為 κ' 碳化物)，(c)(001) κ' 碳化物暗視野照片.....16
- 圖 3.合金經過 750°C、6 小時時效熱處理的(a) SEM 照片(b)TEM 明視野照片(c) 晶界上 κ 碳化物的擇區繞射圖型，區軸為[001](hkl 為沃斯田鐵母相， hkl 為 κ 碳化物).....18
- 圖 4.合金經過 850°C、6 小時時效熱處理的(a) TEM 明視野照片(b)晶界上細微 κ 碳化物的擇區繞射圖型(c)晶界上粗大 κ 碳化物的擇區繞射圖型，區軸均為[001](hkl 為沃斯田鐵母相， hkl 為 κ 碳化物)(d)合金經過 850°C、10 小

| | |
|--|----|
| 時時效熱處理的 TEM 明視野照片..... | 21 |
| 圖 5.合金經過 950°C、3 小時時效的 TEM 明視野照片..... | 24 |
| 圖 6.合金經過 1050°C、10 小時時效的 TEM 明視野照片..... | 24 |
| 圖 7.時效處理溫度與(a)拉伸強度(U.T.S.)與及降伏強度(Y.S.) 的關係圖(b)伸長率(EL.)與面積縮減率(R.A.)的關係 圖..... | 27 |
| 圖 8.合金經(a)固溶化熱處理(b)時效溫度 550°C(c) 750°C 及(d) 850°C 時效 6 小時後拉伸試棒斷裂後的照片..... | 29 |
| 圖 9.固溶化熱處理合金經拉伸斷裂後的 SEM 照片(a)破斷橫 截面(b)破斷面外圍(c)破斷面內部..... | 32 |
| 圖 10.經過 550°C、6 小時時效熱處理合金經拉伸斷裂後的 SEM 照片(a)破斷橫截面(b)破斷面外圍(c)破斷面內 部..... | 35 |
| 圖 11.合金經過 750°C、6 小時時效熱處理合金經拉伸斷裂後 的 SEM 照片(a)破斷橫截面(b)破斷面外圍(c)破斷面內 部..... | 37 |
| 圖 12.合金經過 850°C、6 小時時效熱處理合金經拉伸斷裂後 的 SEM 照片(a)破斷橫截面(b)破斷面外圍(c)破斷面內 部..... | 42 |

前言

鐵鋁錳合金被視為某些傳統鎳鉻系不鏽鋼的替代品，其特點如強度高、抗蝕性佳、比重低和經濟性高^[1,2]。添加鋁可增加合金的抗蝕性與抗氧化性，錳則可穩定沃斯田鐵結構，並提升熱延展性與冷加工性，但其含量應低於 35wt% 以避免脆性的 β -錳相析出。而碳在此合金中扮演為一強力沃斯田鐵相形成劑與強化劑的角色^[3]。

已有相當多的研究者發表了有關鐵鋁錳碳四元合金的相變化論文^[4-15]，成份範圍也相當廣泛。在他們的研究中，成份範圍鐵-(4.9-11)wt% 鋁-(28-35)wt% 錳-(0.5-1.3)wt% 碳的合金經過固溶熱處理後急速淬火，其顯微結構為單一的沃斯田鐵相。在經過 500°C ~750°C 且不同時間的時效處理後^[4-9,16-20]，具有 $L'1_2$ 結構的細微 $(Fe,Mn)_3AlC$ 碳化物開始在沃斯田鐵母相內沿著 $\langle 100 \rangle$ 方向作整合性析出，而在晶界上則完全看不到析出物。因為細微的 $(Fe,Mn)_3AlC$ 碳化物在沃斯田鐵母相內整合性析出，合金的強度明顯增加，而延性並沒有顯著降低。然而，在相同的溫度區間內，隨著時效時間增長， $(Fe,Mn)_3AlC$ 碳化物不僅只在沃斯田鐵母相內整合性析出，也會在 γ/γ 的晶界上異質成核而形成較大的顆粒。這種

在 γ/γ 的晶界上形成的 $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物也具有 $L'1_2$ 結構。為了方便起見，我們分別用 κ' 碳化物來表示在沃斯田鐵母相內整合析出而形成的 $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物，而 κ 碳化物則為 γ/γ 的晶界上異質成核的 $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物^[2]。

K. H. Han 及 W. K. Choo 等人研究以急速固化製程製備成份為鐵-8.8wt% 鋁-31.5wt% 錳-Xwt% 碳的合金顯微結構^[22]。根據他們的研究，碳成份 $0.74\text{wt}\% \leq X \leq 1.62\text{wt}\%$ 的鐵-8.8 鋁-31.5 錳-x 碳的合金在固溶狀態下，顯微結構為單一的沃斯田鐵相。當碳含量增加到 2.02wt% 或更高時，具有 $L'1_2$ 結構的細微 $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物開始在沃斯田鐵母相內形成。若合金在溫度 550°C 到 650°C 之間進行更長時間的時效處理，在碳含量較高(如 1.62%)的合金內，晶界上會發生 $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa$ 的相變化；而碳含量較低(如 0.98%)的合金內則會發生 $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa + \beta$ -錳的相變化^[23-28]。

另外也有相當多有關鐵鋁錳碳合金機械性質的研究^[29-38]，其中提到合金的強度可達到 140 ksi，而仍可保有相當優良的延性。一般來說，由於析出硬化的效應，在母相內均勻的析出可以增加強度和延性，且破壞模式可推測為渦狀的延性破裂。當在晶界上出現析出物時，裂紋很容易孕核且成

長，將嚴重的減低強度和延性。在這種狀況下很容易觀察到晶粒間的破壞或是劈裂。然而，我們很少發現有關於鐵鋁錳碳合金破壞特性的詳細研究報告。

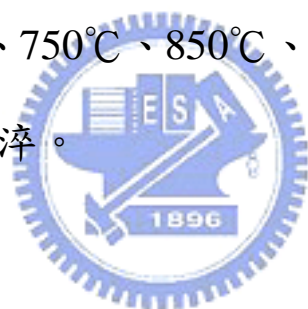
和急速固化製程製備的合金相較，以傳統鑄造方法製備的高碳含量(如 1.6wt%)鐵鋁錳碳合金，其顯微結構的相關資訊相當稀少。因此，本篇論文的目標便是以光學顯微鏡(optical microscopy, OM)、掃描式電子顯微鏡(scanning electron microscopy, SEM)與穿透式電子顯微鏡(transmission electron microscopy, TEM)觀察合金在淬火狀態下和經過不同溫度熱處理後的顯微結構，並探討顯微結構與機械性質的影響。



實驗步驟

(一) 試片製備

本論文所使用的合金其化學成份為鐵-9wt% 鋁-30wt% 錳-1.6wt% 碳，以電解鐵(99.5%)、電解鋁(99.7%)、電解錳(99.9%)和純碳粉末在高周波感應爐中熔煉後鑄造成鋼胚，並切下中間部份厚度約 14mm 再進行 950°C 的熱軋。軋延成厚度約為 3mm 的板材，然後車削加工成為拉伸試片。試片在真空爐中進行 1150°C 的固溶化熱處理 1.5 小時後迅速水淬。再分別在 550°C、750°C、850°C、950°C、1050°C 和 1150°C 時效處理後迅速水淬。



(二) 顯微結構觀察

(1) 光學顯微鏡分析

先將試片切片，冷鑲埋後依序以 100~2000 號的砂紙研磨後，以氧化鋁粉拋光，最後用 10% 的硝醇溶液(nital)腐蝕表面，即可在光學顯微鏡下觀察金相組織。

(2) 穿透式電子顯微鏡分析

試片需研磨至 0.05mm 厚並剪裁成為直徑 3mm 大小的圓形，然後以 double-jet 電解拋光機來製備。使用 30% 醋酸，

10%過氯酸及 60%乙醇為電解液，電解拋光時溫度控制在 -20°C 到 0°C 之間，電流強度約在 1.5 到 $2.0 \times 10^4 \text{ A/m}^2$ 。試片電解拋光後即可以 JEOL-2000FX 掃描穿透式電子顯微鏡 (STEM，操作電壓 200kV) 下觀察及分析顯微結構。或使用掃描式電子顯微鏡 (SEM) 進行觀察。

(三)機械性質測試

將試片歸類並測定標距為 30mm，進行拉伸試驗。以定位移率拉伸模式，位移變化率為 0.2mm/sec ，量測拉伸強度與降伏強度，另外再計算試片破斷後的面積縮減率與伸長率。



(四)破壞行為觀察

以水冷式砂輪切割機將拉伸試棒的破斷部份沿橫截面切下，即可用場發射型掃描式電子顯微鏡 (JEOL-6500FX，操作電壓 15kV) 觀察試片的破斷面，並分析其破壞機構。

結果與討論

(一)顯微結構觀察

圖 1(a)為合金固溶熱處理後的 OM 照片，可看出沃斯田鐵晶粒內有許多雙晶(twin)。圖 1(b)則是 TEM 的明視野照片，晶粒內佈滿細微且具有週整結構(modulated structure)的析出物。圖 1(c)是包含沃斯田鐵母相和細微析出物的擇區繞射圖型(selected-area diffraction pattern, SADP)，區軸為[001]。從擇區繞射圖型可以看到除了沃斯田鐵母相造成的反射點外，還包含了強度較弱的超晶格點(superlattice spots)，如 100，110，120 等。這些超晶格點是由於析出物而出現的。而這些超晶格點中，100 和 120 的強度大於 110，可以得知細微的析出物是具有 $L'1_2$ 結構的 $(Fe,Mn)_3AlC$ 碳化物(κ' -碳化物)^[18-20]。從以上的觀察得知，合金在固溶淬火處理後的穩定相為沃斯田鐵相與細微 κ' -碳化物的混合，而其中細微的 κ' -碳化物是在淬火過程中經由史賓諾多分解(spinodal decomposition)所產生的。

當合金在 550°C 時效 6 小時後，細微的 κ' -碳化物在沃斯田鐵母相內成長，但晶界上則完全看不到析出物存在。典型的顯微結構如圖 2(a)的 TEM 明視野照片所示。而圖 2(b)

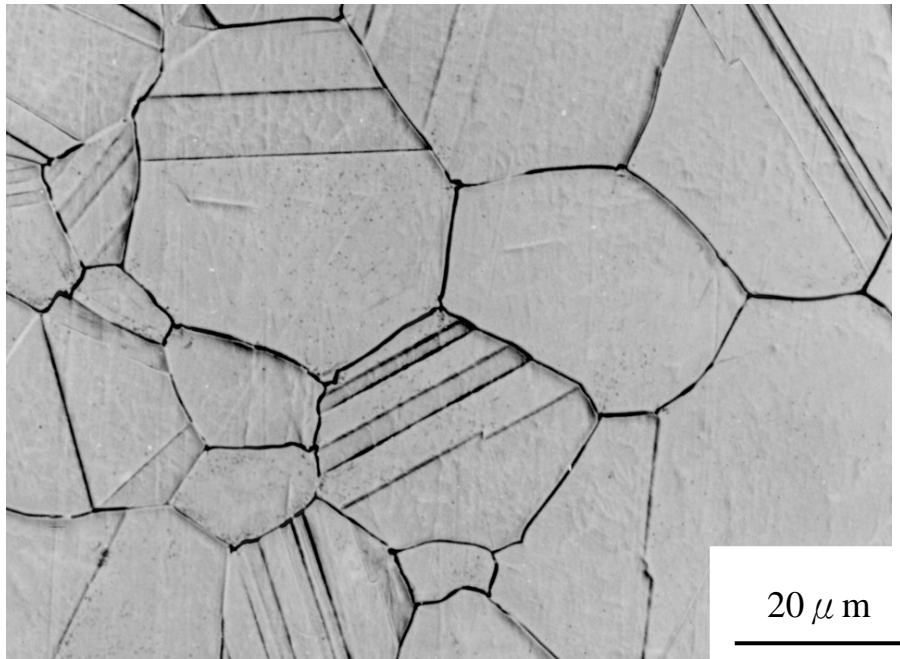


圖 1(a).合金經過固溶淬火熱處理後的 OM 照片。

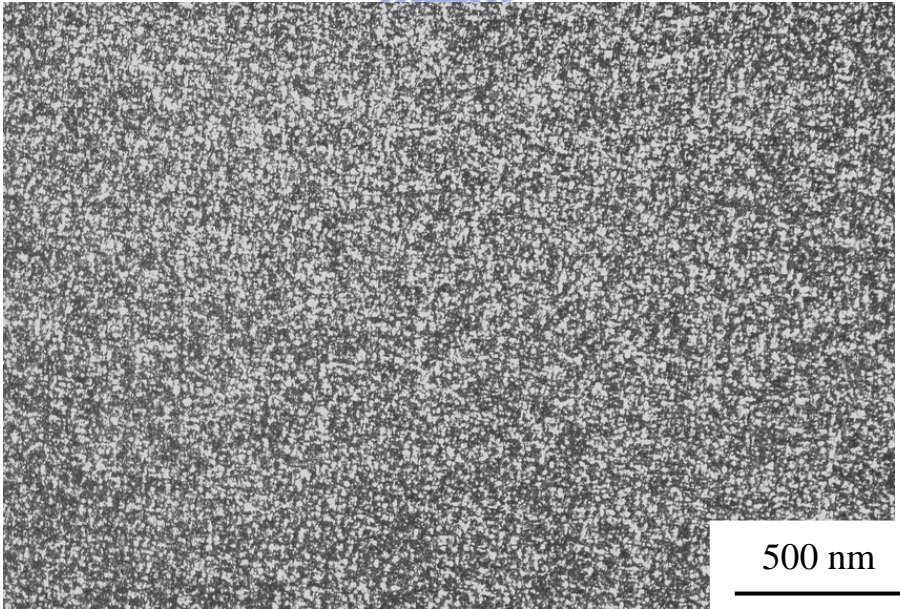


圖 1(b).合金經過固溶淬火熱處理後的 TEM 明視野照片。

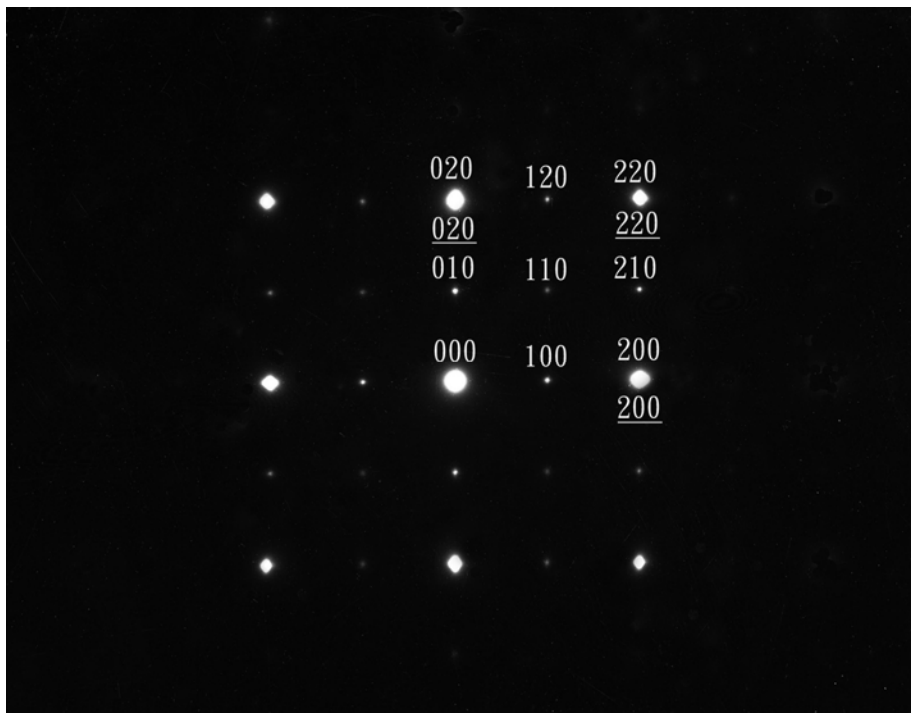


圖 1(c).合金經過固溶淬火熱處理後包含沃斯田鐵母相和細微 κ' -碳化物的擇區繞射圖型，區軸為 $[001]$ (hkl為沃斯田鐵母相，hkl為 κ' -碳化物)。

的擇區繞射圖型則說明了在晶粒內成長的 κ' -碳化物也具有 $L'1_2$ 結構，和固溶化熱處理後所析出的碳化物相同。圖 2(c) 為利用 $100\kappa'$ -碳化物超晶格點所得到的 TEM 暗視野照片，可發現這些 κ' -碳化物一致沿著 $\langle 100 \rangle$ 方向成長。所以合金在經過 550°C 時效 6 小時後的顯微組織仍是包含 κ' -碳化物的沃斯田鐵相，其中 κ' -碳化物已經成長變大。

從圖 3(a) 的 SEM 照片發現，當時效溫度增加到 750°C 時，不僅 κ' -碳化物持續在晶粒內持續成長，連晶界上也開始出現析出物。圖 3(b) 為 TEM 明視野照片，更清楚地說明晶界上有析出物出現；而圖 3(b) 的擇區繞射圖型則與圖 2(b) 相似，証實了晶界上的析出物也為具有 $L'1_2$ 結構的 κ -碳化物，與晶粒內的 κ' -碳化物結構相同。合金在經過 750°C 時效 6 小時後， κ' -碳化物與 κ -碳化物同時出現。

當合金在 850°C 時效處理 6 小時後，除了晶界上的 κ -碳化物變得很粗大外，沃斯田鐵晶界上也可以發現在沃斯田鐵相靠近粗大 κ -碳化物的區域，有些極細的析出物出現，如圖 4(a) 所示。另外也可發現母相內的 κ' -碳化物和 550°C 時效處理下相比，已經長大很多。圖 4(b) 為包含了沃斯田鐵相和極細微析出物的擇區繞射圖型，這些極細的析出物是在

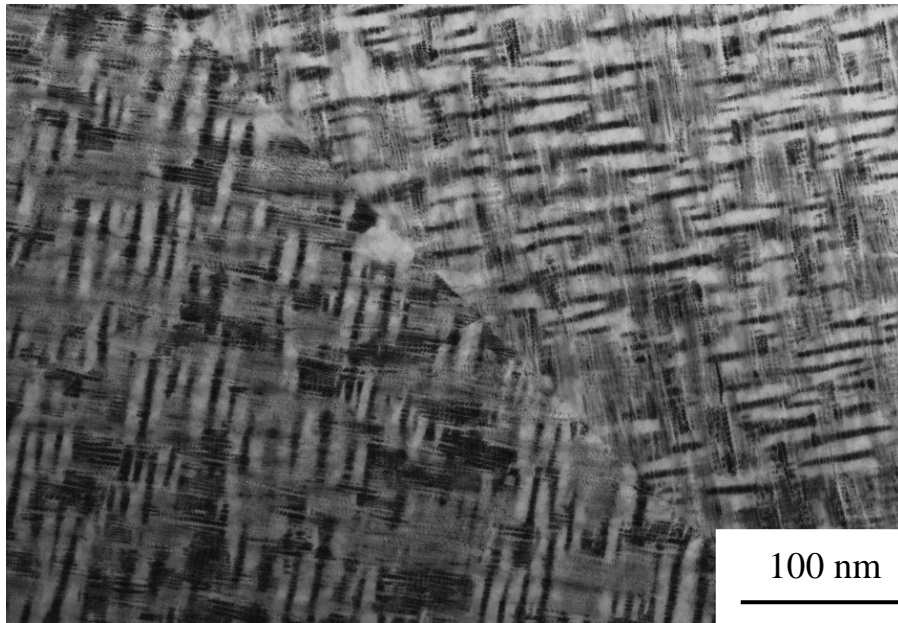


圖 2(a).合金經過 550°C、6 小時時效熱處理的 TEM 明視野照片。

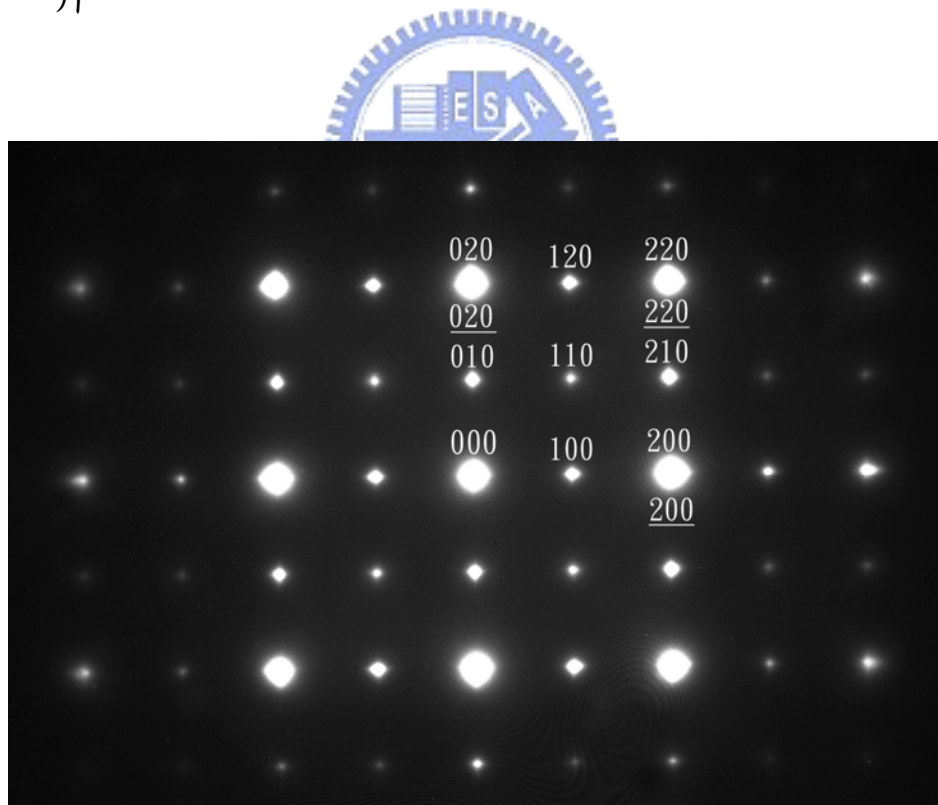


圖 2(b).合金經過 550°C、6 小時時效熱處理後包含沃斯田鐵母相和細微 κ' -碳化物的擇區繞射圖型，區軸為 [001] (hkl 為沃斯田鐵母相，hkl 為 κ' -碳化物)。

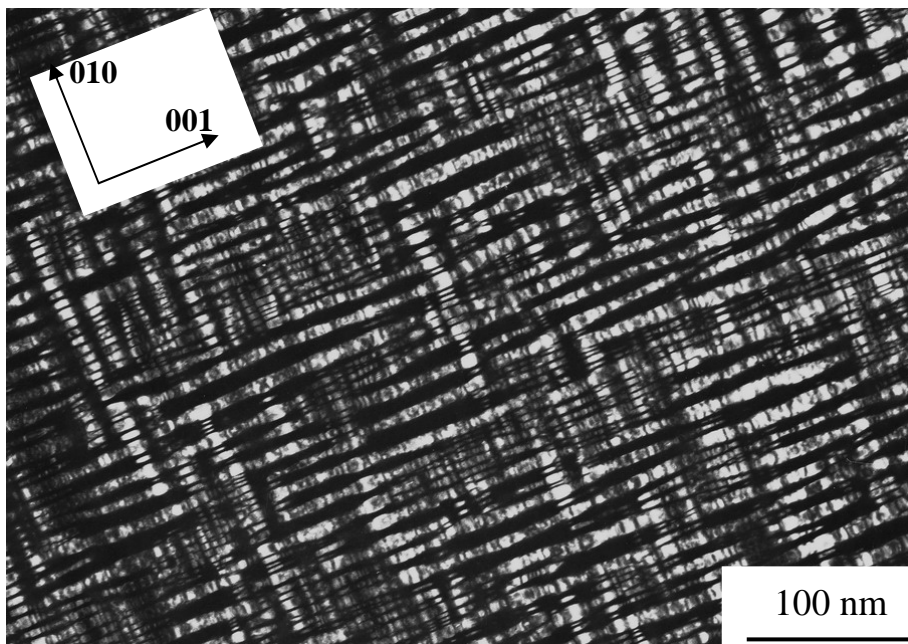


圖 2(c).利用 κ' -碳化物(100)超晶格點所得到的暗視野照片。

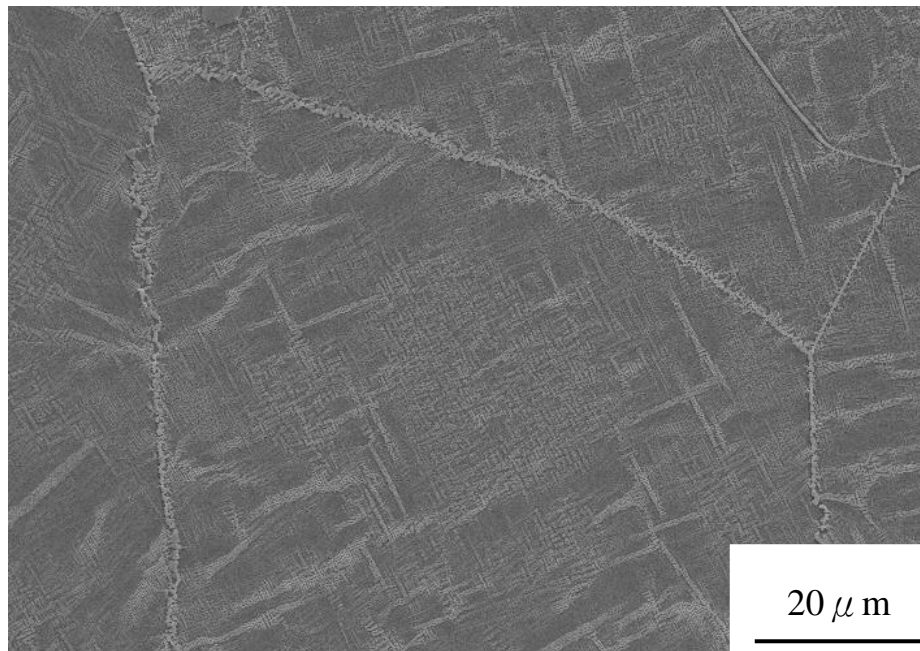


圖 3(a).合金經過 750°C、6 小時時效熱處理的 SEM 照片。

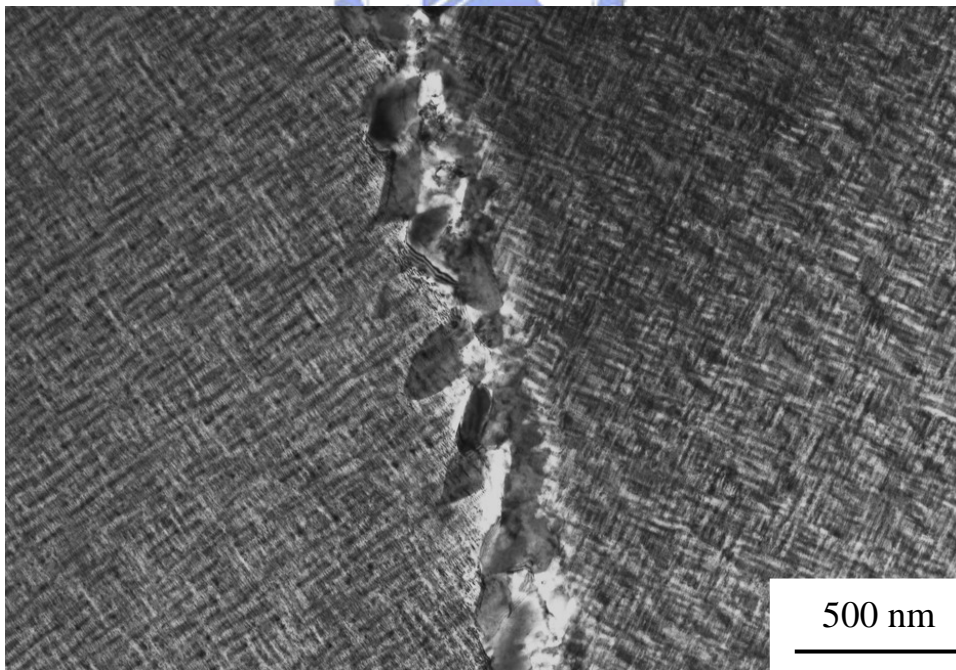


圖 3(b).合金經過 750°C、6 小時時效熱處理的 TEM 明視野照片。

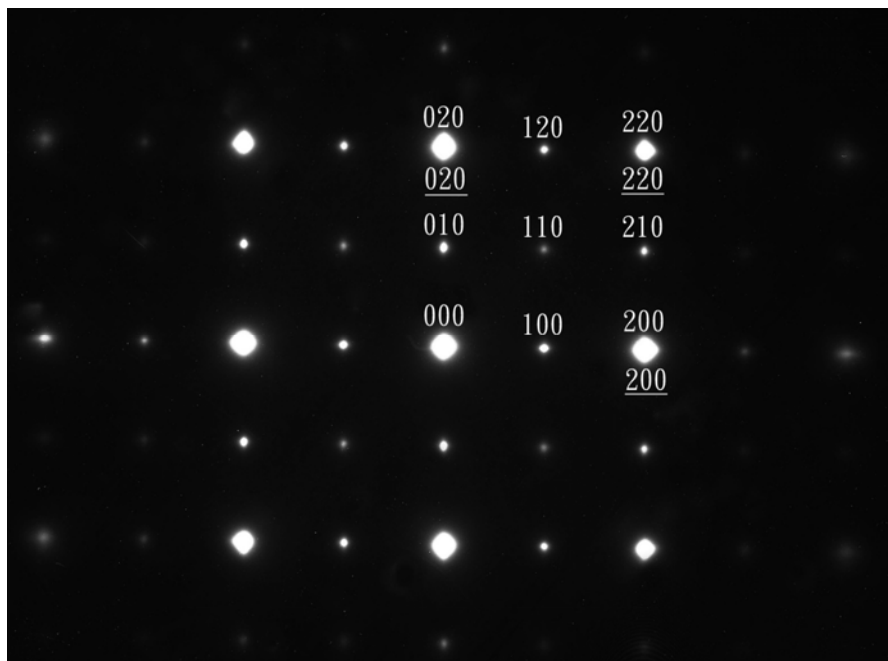


圖 3(c).合金經過 750°C、6 小時時效熱處理後晶界上 κ -碳化物的擇區繞射圖型，區軸為 [001] (hkl 為沃斯田鐵母相，hkl 為 κ -碳化物)。

淬火過程中以史賓諾多離相分解(spinodal decomposition)所形成的 κ' -碳化物，就如同在固溶化熱處理後所析出的碳化物。而晶界上粗大的 κ -碳化物之擇區繞射圖型如圖 4(c)，可以看出超晶格點 100 和 120 的強度與 110 相當，因此可以確定晶界上粗大的 κ -碳化物具有 $L1_2$ 結構^[26,27]。當進一步將時效時間增加到 10 小時後發現，晶界上的組織已經擴展到整個沃斯田鐵晶粒內，如圖 4(d)所示。因此合金在 850°C 的穩定結構為(沃斯田鐵相+粗大 κ 碳化物+細微 κ 碳化物)，其中粗大的 κ 碳化物是在 850°C 時效過程中經由成核成長機構(nucleation & growth mechanism)所形成，而細微的 κ 碳化物則是在合金淬火過程中經由史賓諾多分解所形成。

圖 5 為合金在 950°C 時效處理 3 小時後的 TEM 明視野照片，在晶粒內可以發現粗大的 κ' -碳化物與細微 κ' -碳化物共存。但提高時效溫度到 1050°C 時，晶粒內粗大的 κ' -碳化物已完全消失，只剩下由史賓諾多分解而產生的細微 κ' -碳化物以及晶界上粗大的 κ -碳化物，如圖 6 所示。因此，晶界上 κ -碳化物的存在溫度比晶界內的 κ' -碳化物要高。另外，因為固溶化後只剩下細微 κ' -碳化物，故合金在 1150°C 的穩定結構為單一沃斯田鐵相。

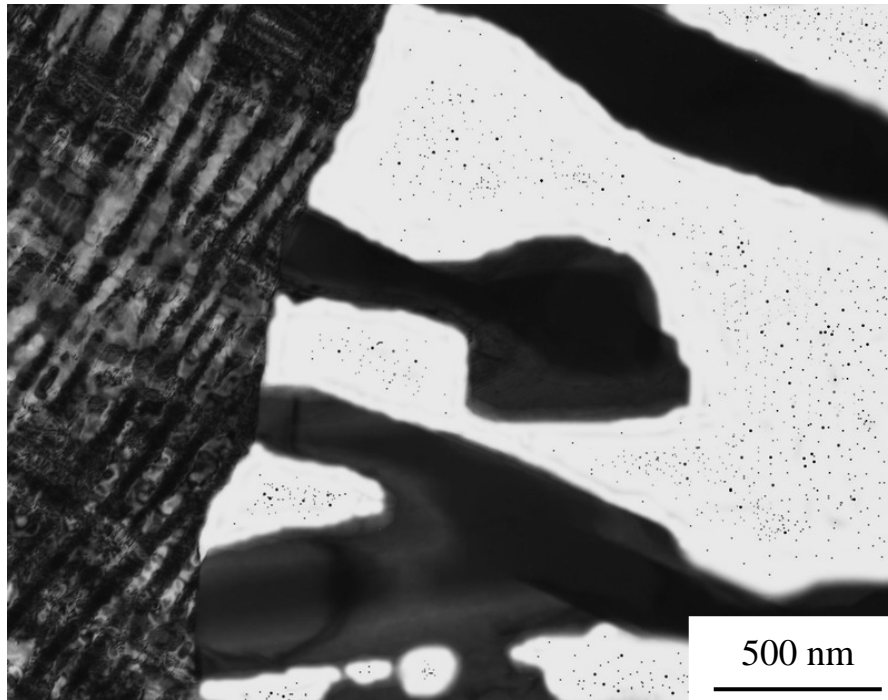


圖 4(a).合金經過 850°C、6 小時時效熱處理的(a) TEM 明視野照片。

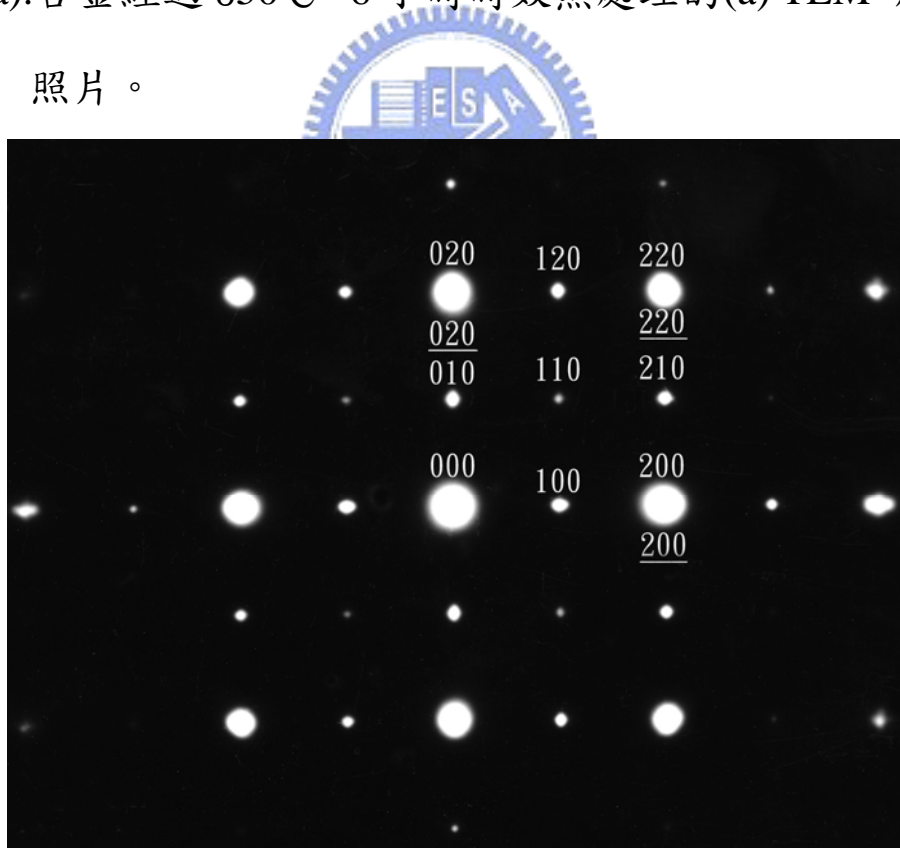


圖 4(b).合金經過 850°C、6 小時時效熱處理後晶界上細微 κ 碳化物的擇區繞射圖型。

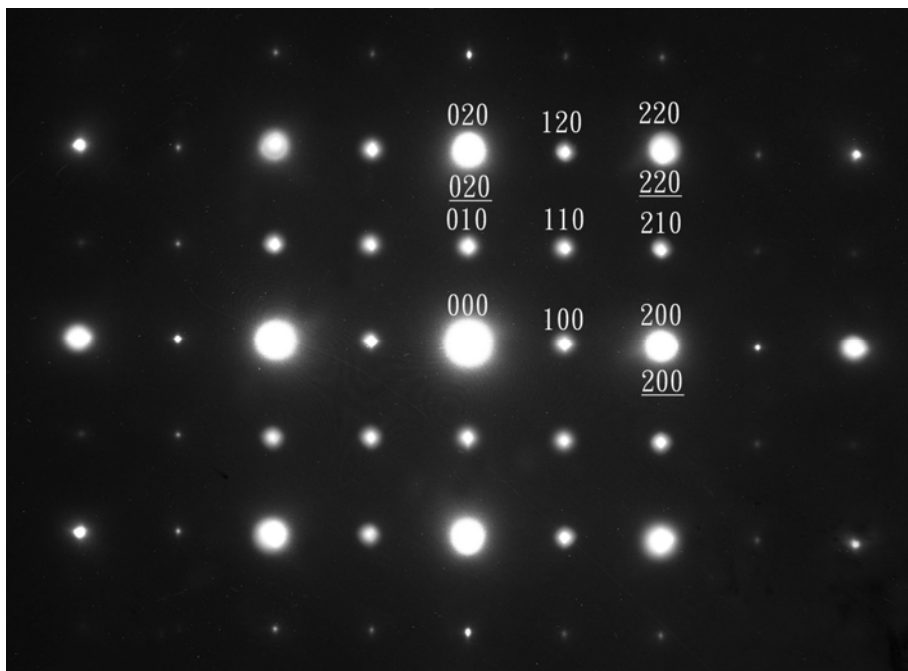


圖 4(c).合金經過 850°C、6 小時時效熱處理後晶界上粗大 κ 碳化物的擇區繞射圖型，區軸均為 [001] (hkl 為沃斯田鐵母相，hkl 為 κ' 或 κ 碳化物)。

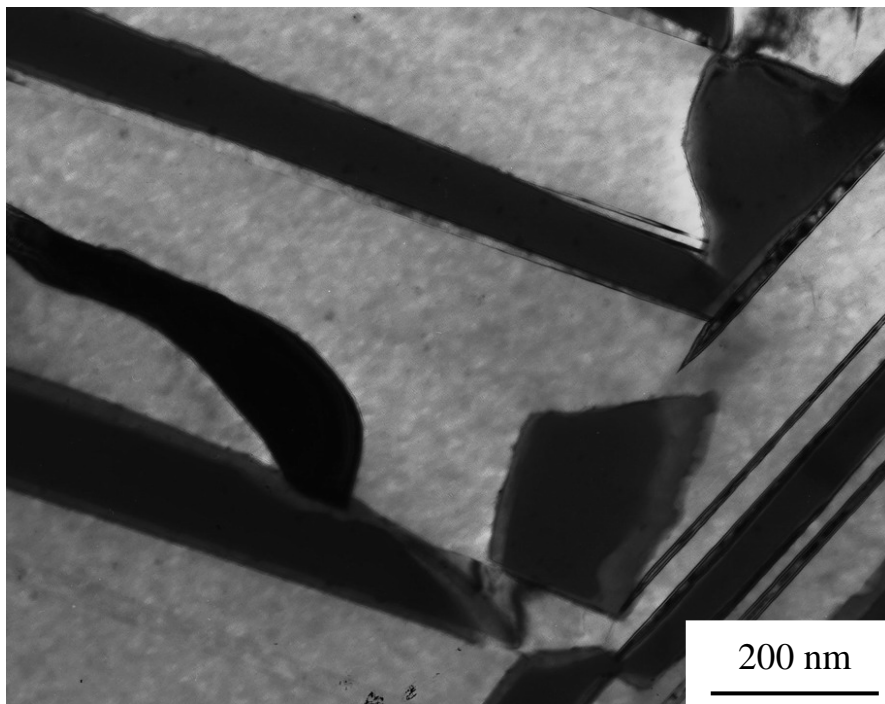


圖 4(d).合金經過 850°C、10 小時時效熱處理的 TEM 明視野
照片。

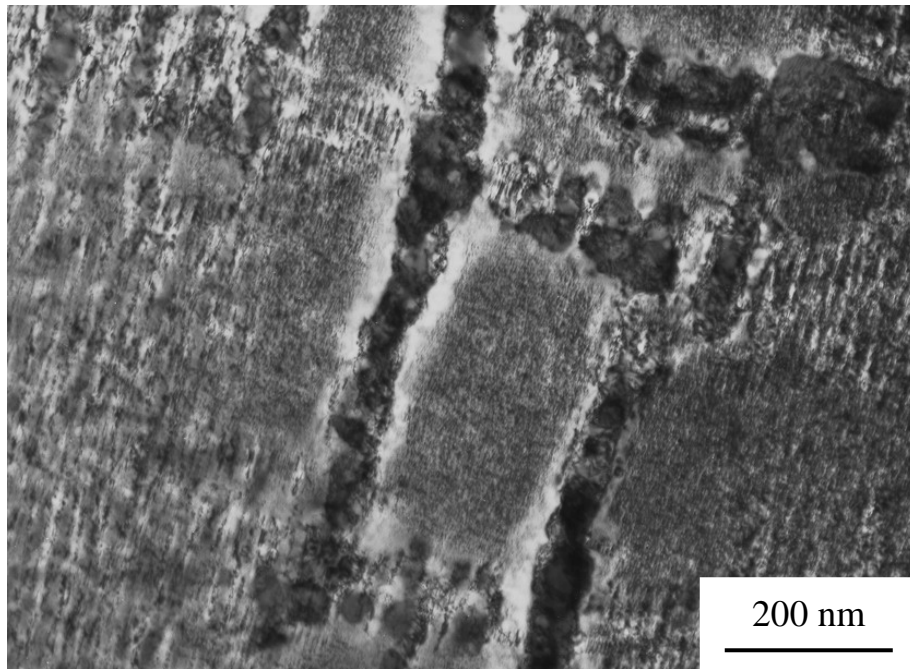


圖 5.合金經過 950°C、3 小時時效的 TEM 明視野照片。

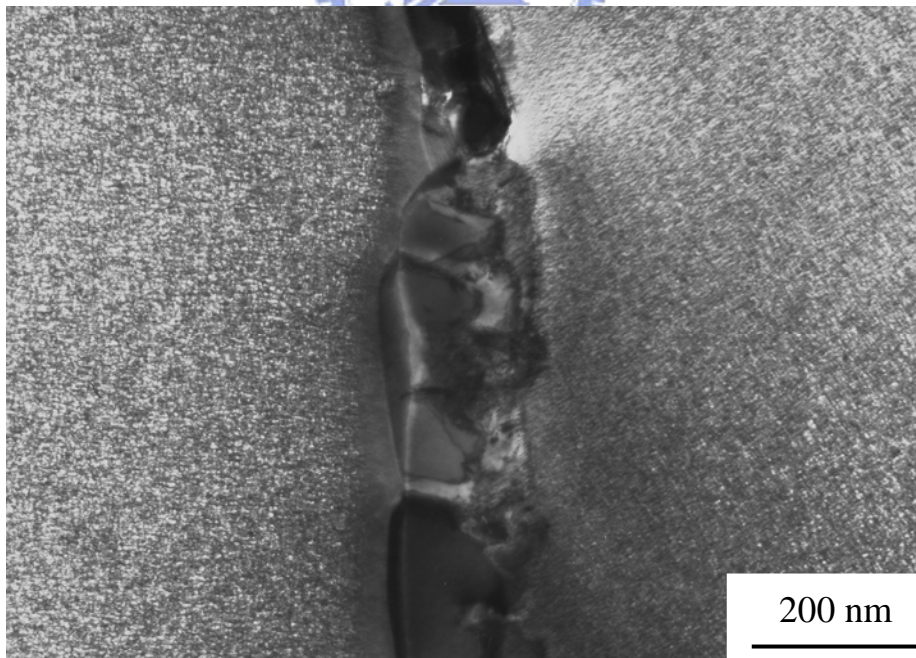


圖 6.合金經過 1050°C、10 小時時效的 TEM 明視野照片。

(二)合金的機械性質及破壞行為

表 1 為合金在淬火狀態和經過不同溫度的時效處理後之拉伸強度(U.T.S.)、降伏強度(Y.S.)、伸長率(E.L.)與面積縮減率(R.A.)。而這些機械性質與時效溫度的關係如圖 7(a) 與圖 7(b)所示。在 550°C 的時效處理後，拉伸強度與降伏強度均出現最大值；而隨著時效溫度提高，強度值也跟著下降。在固溶化處理和 550°C 的時效處理之間，強度有增加的現象，這是因為 ϵ' -碳化物在晶粒內析出成長所造成的析出硬化。當析出物分布很均勻且進一步成長，整合析出的效應明顯增加，差排移動所需的應力提高，合金需要較大的外力才能發生塑性變形。另外，伸長率及面積縮減率會隨著時效溫度提高而降低，此現象在 750°C 以上的時效處理溫度特別明顯，圖 7(a)也有相似的趨勢。這是因為晶界上出現了碳化物，導致不需要大量塑性變形即可發生破裂；而晶粒內的碳化物也成長了，慢慢失去與母相的整合性(coherency)，所以析出硬化的效果跟著降低。

圖 8(a)至 8(d)分別為經過固溶化熱處理、550°C、750°C 以及 850°C 時效處理 6 小時的拉伸斷裂試片。在圖 8(a)中可以觀察到大量的塑性變形及明顯的頸縮現象。在巨觀上，破

表 1.合金在淬火狀態和經過不同溫度時效處理後的機械性質。

| Aging temp. | TS (ksi) | YS (ksi) | EL (%) | RA (%) |
|-------------|----------|----------|--------|--------|
| SHT | 126.3 | 103.4 | 37.8 | 50.2 |
| 550°C | 158.1 | 143.5 | 31.2 | 40.1 |
| 750°C | 130.2 | 117.6 | 17.6 | 28.0 |
| 850°C | 108.5 | 97.6 | 7.3 | 11.5 |

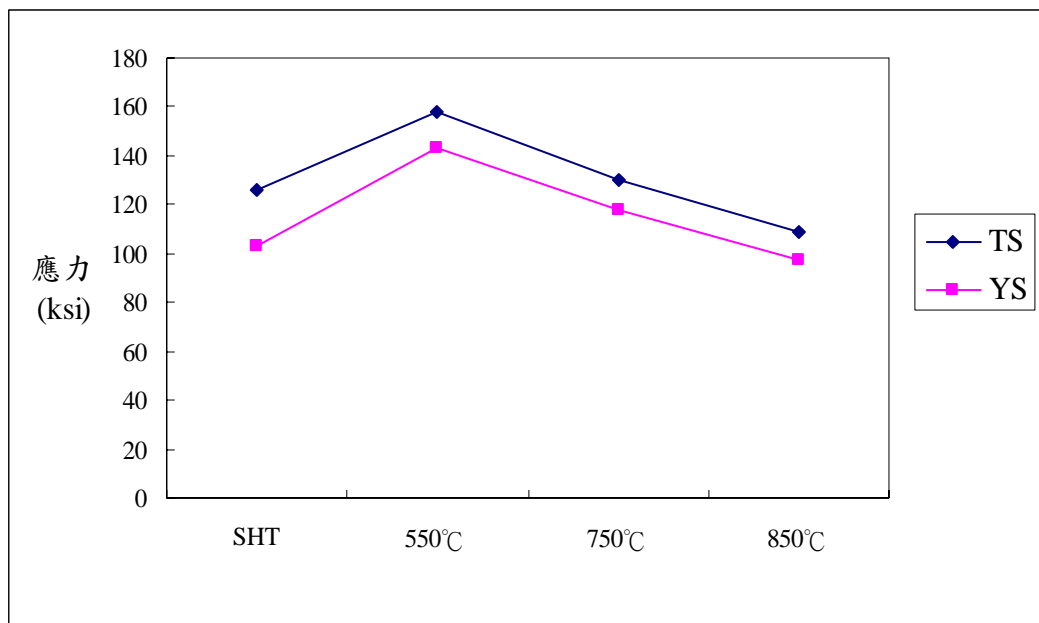


圖 7(a).時效處理溫度與拉伸強度(U.T.S.)與及降伏強度(Y.S.)的關係圖。

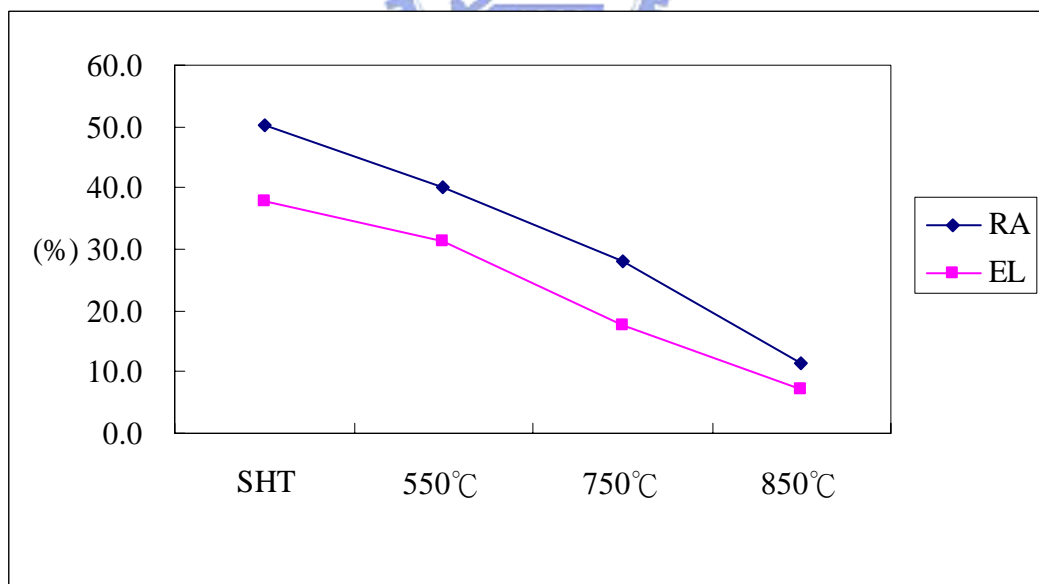


圖 7(b).時效處理溫度與伸長率(EL.)及面積縮減率(R.A.)的關係圖。

裂是從垂直於施加拉應力軸的平面上開始的，特別是頸縮區的中心開始的。隨著變形持續進行，破裂橫向擴展到試片的邊緣，然後沿著與拉應力軸大約成 45° 角的表面上，迅速發生破壞。這是因為與拉應力成 45° 角時，會有最大的剪應力導致大量塑性變形而破裂，因此留下圓形的唇緣以及斜面。圖 8(a) 中有半截的試片上留下淺杯狀的外觀，而另外半截則為平底錐，此種破裂特徵稱為”杯錐型”破裂。這種特徵是典型的延性破壞型態。而觀察斷裂橫切面後，可發現相當粗糙灰暗且扭曲。圖 8(b) 也有相似的特徵，只是較不明顯，伸長量與頸縮現象都低於固溶化的試片。儘管如此，圖 8(a) 及圖 8(b) 試片的破壞模式都屬於延性破壞是相當確定的。但在圖 8(c) 及圖 8(d) 中，破裂試片的變形量都不多，斷裂面的外觀比較平坦且光滑。特別是圖 8(d)，經過 850°C 時效處理的試片幾乎量測不到變形量。這表示在破裂發生時，裂紋周圍或前端並沒有太大的塑性變形，整個破壞過程屬於脆性破裂。很明顯地，當經過較高溫度時效後，合金的破壞模式將從延性破裂慢慢轉變成脆性破裂。

圖 9 到 12 是經過固溶化及不同溫度的時效處理後，合金拉伸破斷面的 SEM 照片。圖 9(a) 到 (c) 是合金經過固溶化



圖 8(a).合金經固溶化熱處理後拉伸試棒斷裂後的照片。



圖 8(b).合金經 550°C 時效 6 小時後拉伸試棒斷裂後的照片。



圖 8(c). 合金經 750°C 時效 6 小時後拉伸試棒斷裂後的照片。

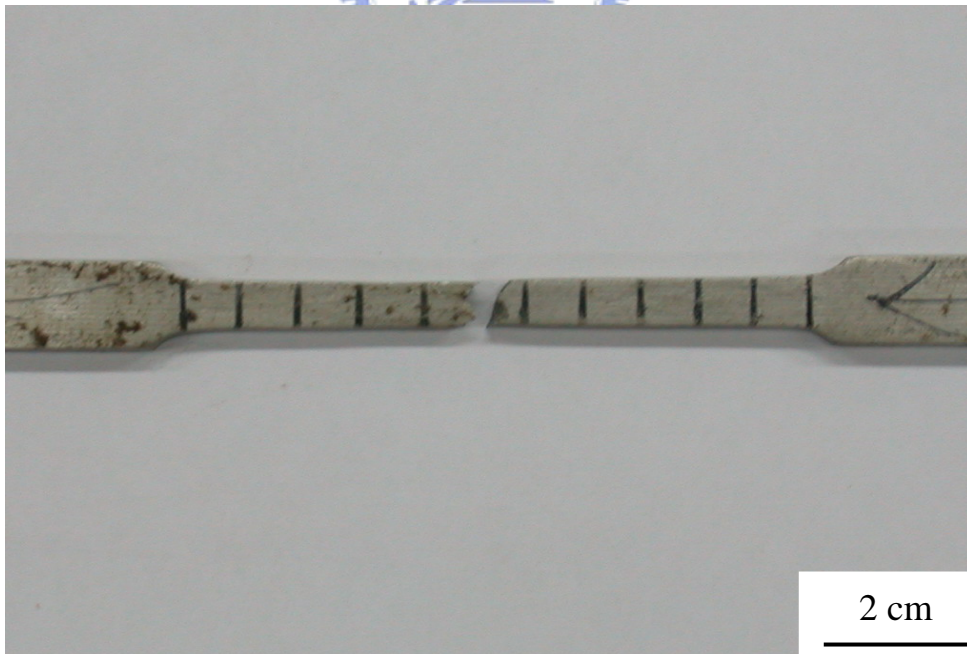


圖 8(d). 合金經 850°C 時效 6 小時後拉伸試棒斷裂後的照片。

熱處理後，不同放大倍率的破斷面 SEM 照片。圖 9(a)的放大倍率較低，可顯示整個破斷橫截面有很多大且深的孔穴。而較高倍率的照片，如圖 9(b)與圖 9(c)，顯示破斷面有許多大小不一的空孔和渦洞(dimples)，而且分佈相當的均勻。而不論在試片的內部或外部，渦洞以及空孔的開口方向幾乎相同，可以推斷出這些空孔和渦洞應該是在平面應變(plane strain)的狀態下產生的。有研究指出較大的渦洞是因為第二相的顆粒與母相間的滑移而產生進而成長；至於小而密的渦洞則是由塑性變形所造成，不需要成核成長^[42,51,52]；但在此合金中，合金經過固溶化的顯微組織有許多碳化物析出，小而密的渦洞應是細微的碳化物從母相間拔出所造成，這會造成較大量的塑性變形，而大的空孔則是孔洞相互合併而產生的。孔洞的成核、成長與合併在延性破裂中扮演重要的角色^[51]。而變形發生時，差排必須越過析出物才能進一步移動，這就產生多重滑移的現象，析出物越多，差排的多重滑移容易發生，導致較大的變形量。相對的，析出硬化的效果也越顯著，產生變形需要較高應力，因此合金有良好的強度及最佳延性。

圖 10(a)到(c)是合金經過 550°C 時效熱處理 6 小時後，不

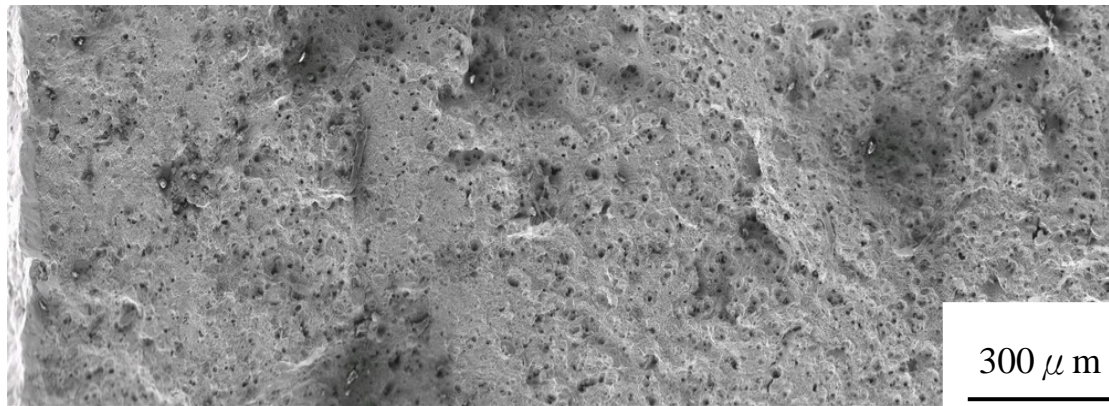


圖 9(a).固溶化熱處理合金經拉伸斷裂後破斷橫截面的 SEM 照片。

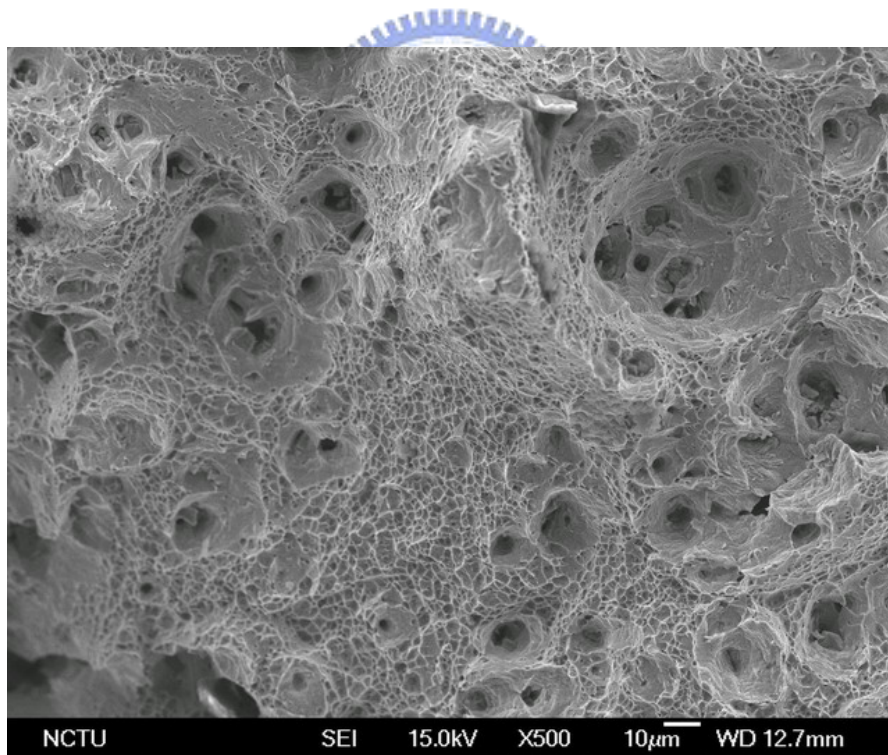


圖 9(b).固溶化熱處理合金經拉伸斷裂後破斷面內部的 SEM 照片。

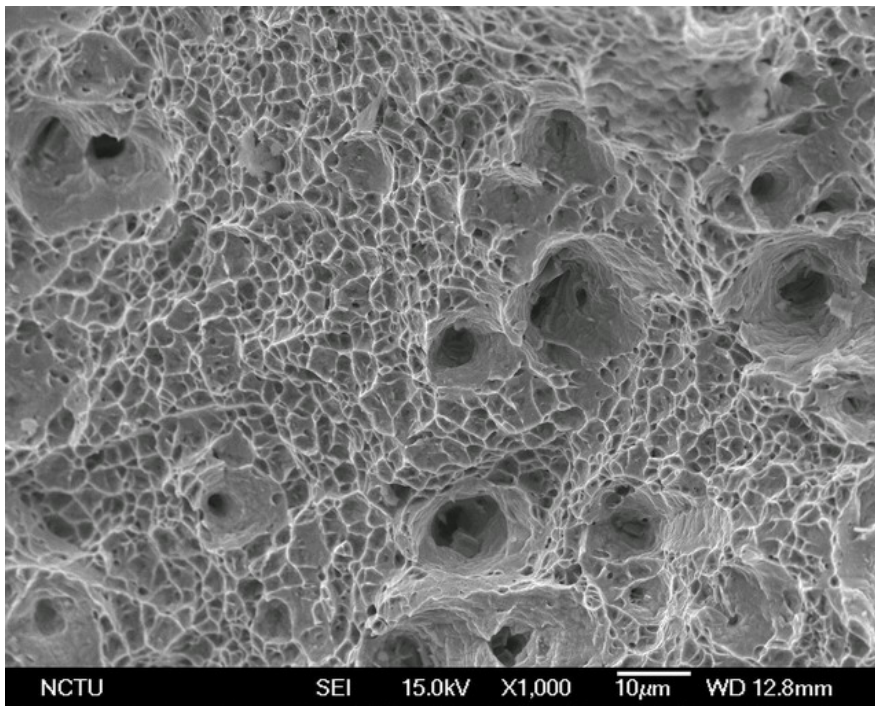


圖 9(c).固溶化熱處理合金經拉伸斷裂後破斷面外圍的 SEM 照片。

同放大倍率的破斷面 SEM 照片。破斷面的型態和固溶化的試片相似，表面上依舊有孔穴均勻分佈，但是由較大倍率的圖 10(b)可看出渦洞變的較大且較淺。這是因為母相內的碳化物已經長大，破壞發生時需消耗較多的能量在破壞母相與碳化物的界面鍵結，而塑性變形所消耗的能量較低，比例也較少。所以合金的強度達到最大，但延性就下降了。圖 10(c)取自試片破斷面的外圍，可看到許多形狀被拉長的孔洞且開口向同一方向傾斜。這種情形可能是因為微孔洞成長且相互合併形成不同大小的空孔，而較大的孔洞和小孔洞連接起來，形成薄板狀的空孔群^[42]，從頸縮區的中心一直延伸到試片表面。當薄板狀的空孔群延伸到外圍時，只剩下周圍的部份承受拉應力，因此在局部區域產生極大的剪應力以及大量的塑性變形，終致完全破裂。

圖 11(a)到(c)是合金經過 750°C 時效熱處理 6 小時後，不同放大倍率的破斷面 SEM 照片，整個破斷面的型態有相當大的改變。破斷面上幾乎看不到大的空孔，甚至連渦洞的量也不多，反而可以看到很多類似穿晶破壞的條紋。除此之外，破斷面也有很多均勻的纖維狀花紋，這也象徵有差排滑移發生^[41]。這應該是因為晶粒內的 κ' -碳化物已經長得相當

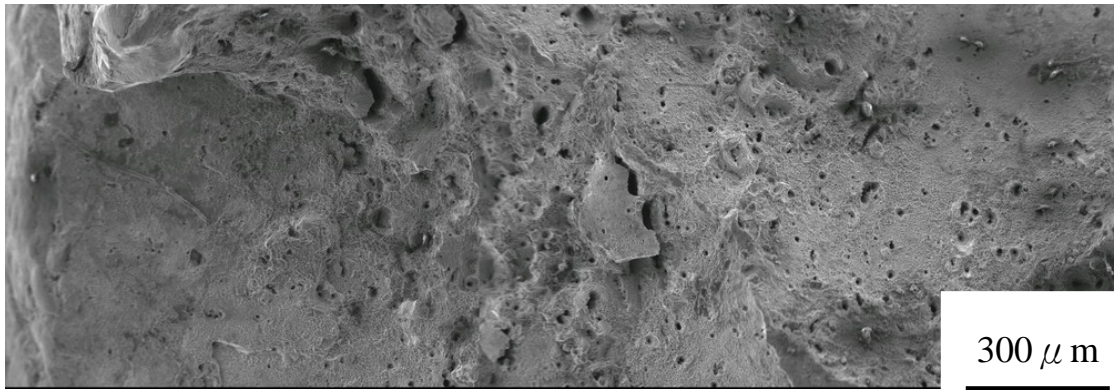


圖 10(a).經過 550°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷橫截面的 SEM 照片。

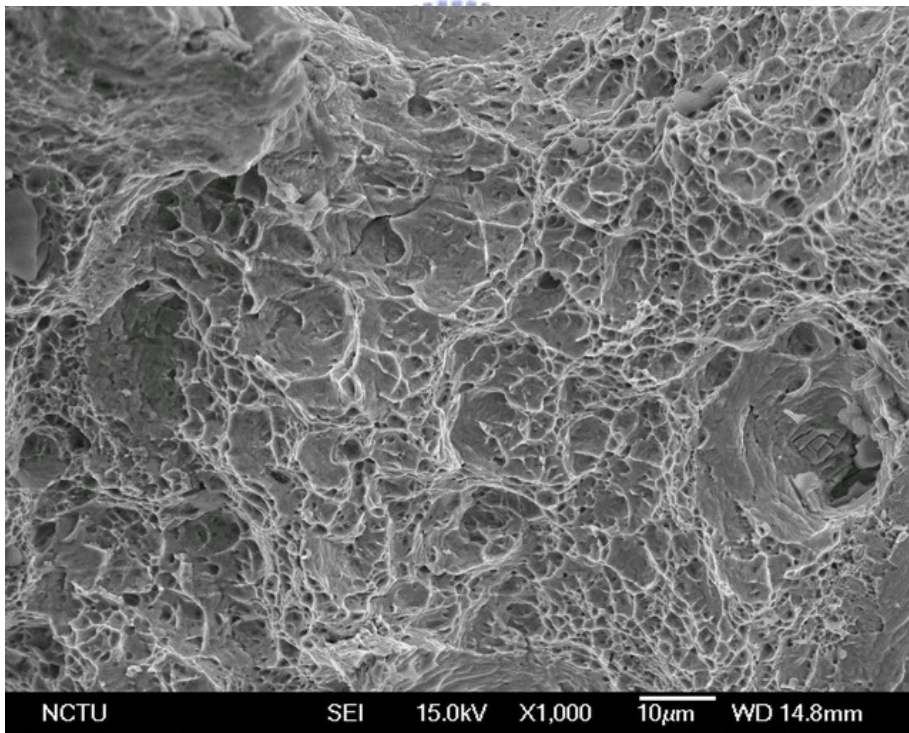


圖 10(b).經過 550°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷面內部的 SEM 照片。

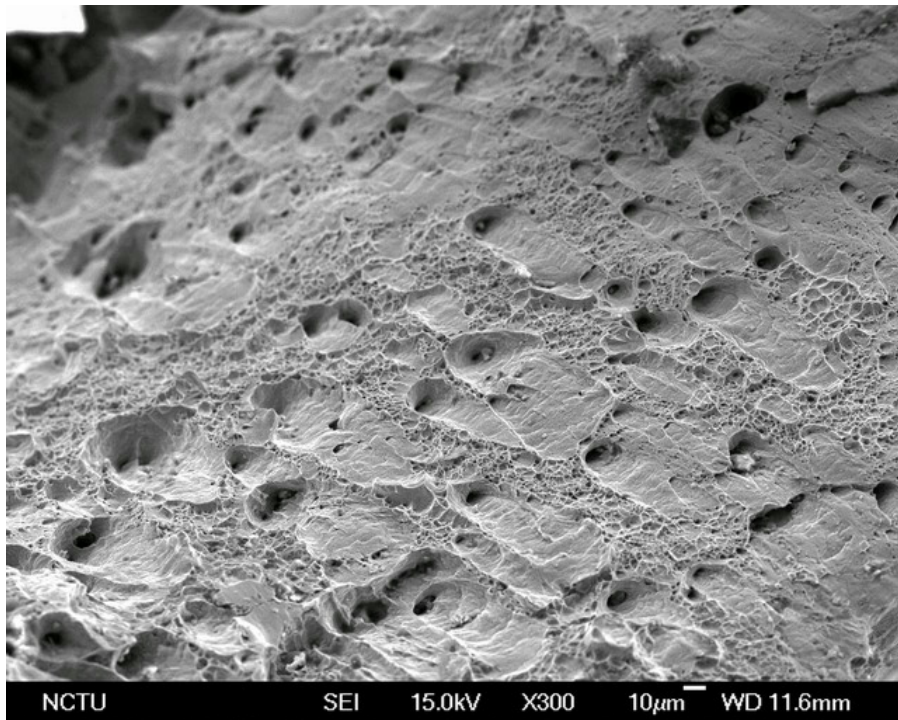


圖 10(c).經過 550°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷面外圍的 SEM 照片。

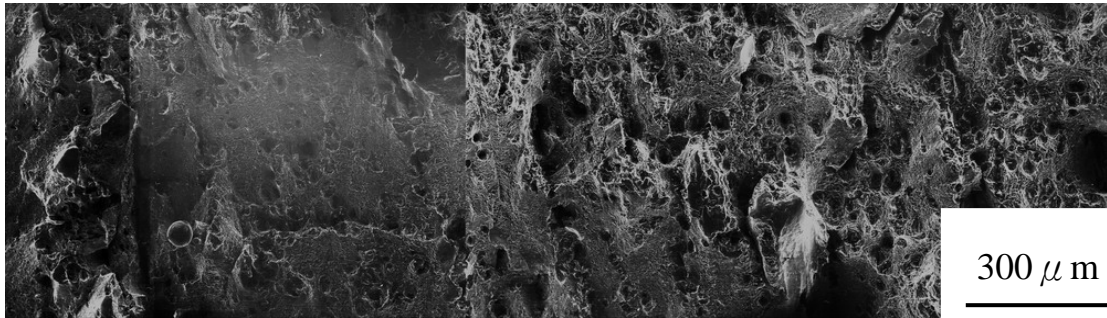


圖 11(a).經過 750°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷橫截面的 SEM 照片。

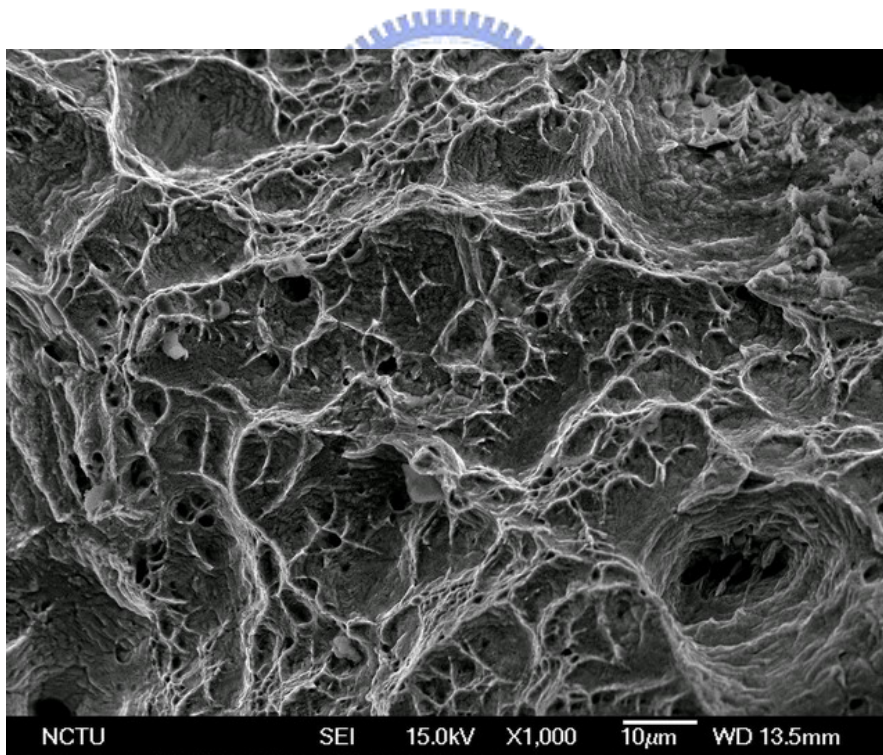


圖 11(b).經過 750°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷面內部的 SEM 照片。

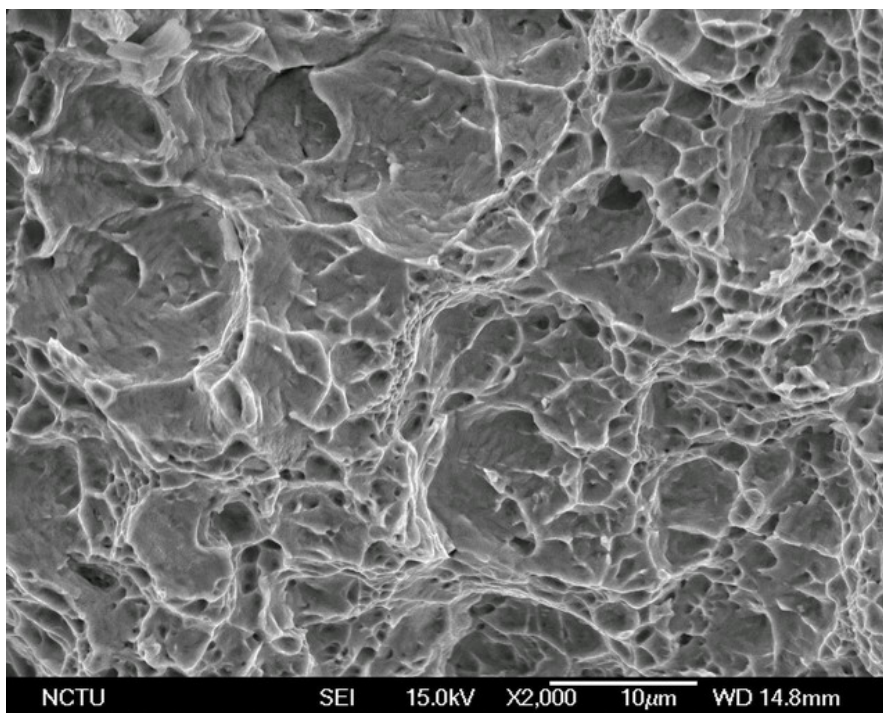


圖 11(c).經過 750°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷面外部的 SEM 照片。

大，失去與母相的整合性，裂紋容易在其中成核成長。當對試片施加拉應力時，裂紋開始延伸，出現類似穿晶破壞的裂紋。但 κ' -碳化物之間仍存在高延性的沃斯田鐵母相，導致裂紋前端交界處發生密集的差排滑移，阻礙裂紋傳播，這時裂紋前端就會有看起來像纖維狀的花紋。另外，圖 11(b) 與圖 11(c) 中有一些次裂紋似乎是沿著晶界形成的。由前面的觀察得知，合金經過 750°C 的時效熱處理後，晶界上開始出現 κ -碳化物，因此裂紋容易在碳化物內產生並沿著晶界傳播。儘管如此，穿晶破裂仍是合金在此時效溫度下主要的破壞模式。從以上的說明也可確定合金的強度與延性已經開始下降了。



當時效溫度提高到 850°C 時，破斷面如圖 12(a)到(c)所示，可以觀察到同時有沿晶裂紋與穿晶裂紋，是一種混合型的破壞模式。圖 12(a)的低倍率照片顯示大量的沿晶劈裂面，但在較大倍率的圖 12(b)及圖 12(c)中可進一步發現穿晶的裂紋，大量的次裂紋又大又深，和破裂面以不同角度相交。這可能是晶粒的崩解而造成的^[53]。因為合金在 850°C 的時效熱處理下，晶粒內有相當大的 κ' -碳化物，裂紋很容易相互連接，造成晶粒本身的破裂。而晶界上也出現了粗大的 κ -碳

化物，這更促使了沿晶破裂的發生。晶粒內與晶界上粗大的碳化物對於裂紋的傳播有很大的貢獻。因為劈裂裂紋可以輕易的從晶界沿著碳化物與母相的界面折向晶粒內，而原本晶粒內的裂紋與晶界交會後也能延伸到其它的晶粒。圖 12(b) 即為試片內部的破斷面照片，有大量的混合形態（包含沿晶與穿晶）裂紋。至於晶界上的細微 κ' -碳化物對於破壞行為的影響就相當不明顯。而沿著平行的結晶面成長的劈裂裂紋易於相交重疊，呈現階梯狀。這種緊密排列的階梯狀裂紋就是所謂的”河流紋”。圖 12(c) 為試片外圍的破斷面照片，因為破裂的最末期，試片截面已無法負荷巨大的應力，迅速發生沿晶劈裂，也產生大量的流紋。在此時效溫度下，合金的破壞行為以沿晶破裂為主，伴隨著部份穿晶破裂。也因為晶粒內與晶界上都出現了粗大的碳化物，減弱了晶界與晶粒的強度，導致合金的強度與延性都大幅降低。

綜合以上討論，在較低的時效溫度下，具有 $L'1_2$ 結構的 κ' -碳化物在母相內均勻的析出，合金允許較大的塑性變形且有較高的強度，破壞行為也以渦洞狀的延性破裂為主；而較高的時效溫度使具有 $L'1_2$ 結構的 κ -碳化物在晶界上析出，隨著析出物成長，強度及延性會快速下降，破壞模式也

從原先的延性破裂轉為脆性的穿晶及沿晶破裂。細微 κ' -碳化物的形成提供合金良好的強度，但因為裂紋容易在晶粒內及晶界上粗大的 κ -碳化物中產生，對於合金的韌性有負面的影響。





圖 12(a).經過 850°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷
橫截面的 SEM 照片。

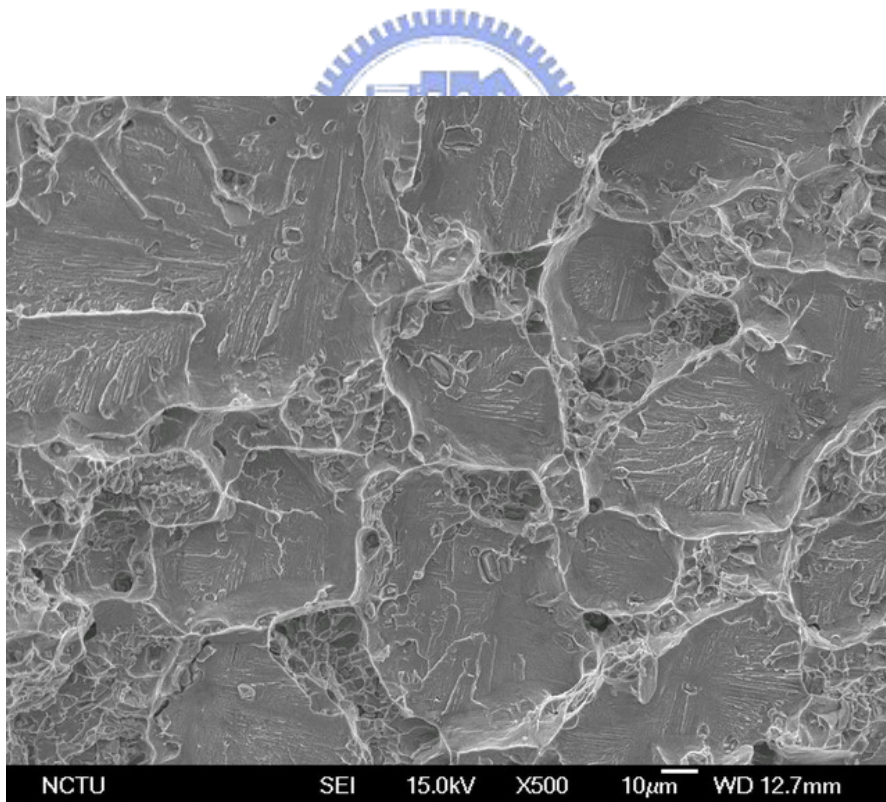


圖 12(b).經過 850°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷
面內部的 SEM 照片。

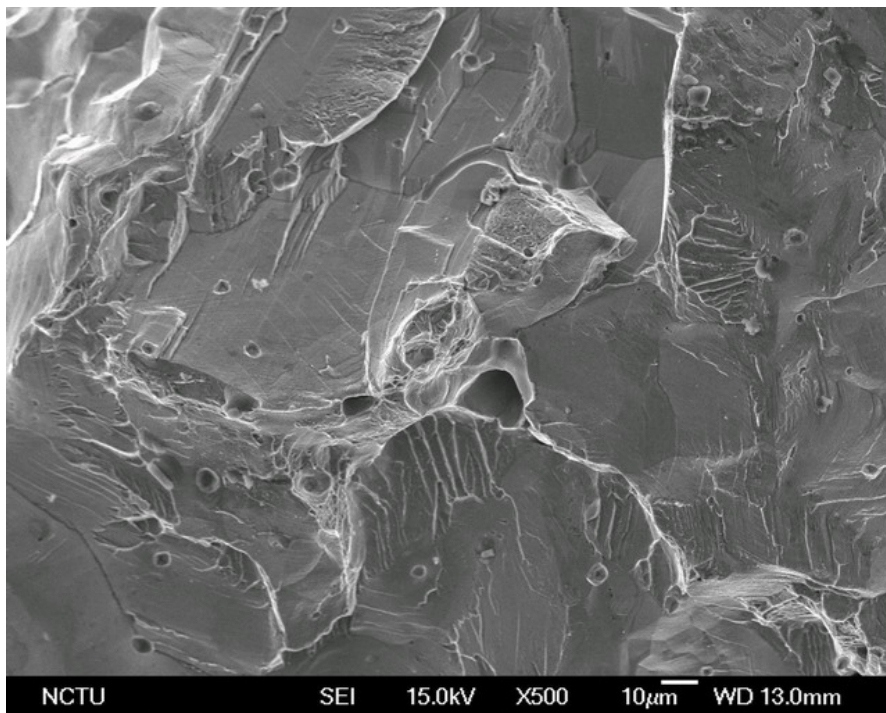


圖 12(c).經過 850°C、6 小時時效處理合金經拉伸斷裂後破斷面外部的 SEM 照片。

結論

本篇論文主要在探討熱處理對於鐵-9wt% 鋁-30wt% 錳-1.6wt% 碳的顯微組織和機械性質的影響，得到結論如下：

- (1) 合金在經過 1150°C 固溶熱處理之後，因為有細小的 κ' 碳化物在沃斯田鐵母相的晶粒內析出，造成了析出硬化的效果，合金擁有良好的強度和低溫加工性，且有最佳的延展性。破斷面可觀察到許多細小且深的渦狀凹洞，空孔薄板為破壞的主要機構。斷裂模式為杯-錐狀破裂。
- (2) 合金在經過 550°C、6 小時的時效熱處理後，原本細小的 κ' 碳化物在晶粒內持續成長，而晶界上則觀察不到析出物，所以合金有最佳的強度，但延展性則略為下降。破斷面上的渦狀凹洞則變的較大且較淺，證明破裂發生前的塑性變形量較小。
- (3) 經過 750°C、6 小時的時效熱處理後，不但在沃斯田鐵晶粒內的 κ' 碳化物持續成長，在晶界上也開始有 κ 碳化物以異質成核的方式析出。所以破斷面上可以發現除了許多穿晶破壞的裂紋，還有些許沿晶破壞的特徵。合金因為晶界上有碳化物析出成為破裂的起源，造成強度與延性均開始下降。

(4) 合金在經過 850°C、6 小時的時效熱處理後，晶界上析出了大量粗大的 κ 碳化物以及許多細小的 κ 碳化物，在晶粒內的 κ' 碳化物也變得很大，故晶粒和晶界的強度均明顯下降，材料的強度及延性都大幅減少。破壞型態以沿晶破壞為主，也可發現部份穿晶破壞的裂紋。

(5) 隨著時效溫度提高，合金的破壞模式也從延性斷裂轉變為脆性斷裂；而進行不同溫度的時效處理後，碳化物會在不同的位置以不同的型態析出。碳化物的析出對合金的機械性質有很大的影響。



參考文獻

1. J. C. Benz and H. W. Leavenworth, J. of Metals, 1985, p36.
2. D. J. Schmatz, Trans. ASM. 52, 1960, p898.
3. J. P. Sauer, R. A. Rapp and J. P. Hirth, Oxid. Met. 18, 1982, p285.
4. J. Charles, A. Berghezan, A. Lutts and P. L. Dancoisne, Met. Prog. 1981, p71.
5. S. K. Banerji, Met. Prog. 1978, p59.
6. R. Wang and F. H. Beck, Met. Prog. 1983, p72.
7. J. C. Grcia, N. Rosas and R. J. Rioja : Met. Prog. 1982, p47.
8. C. M. Chu, H. Huang, P. W. Kao and D. Gan, Scripta Metall. Vol.30, 1994, p505.
9. H. Huang, D. Gan and P. W. Kao, Scripta Metall. Vol.30, 1994, p499.
10. M. C. Li, H. Chang, P. W. Kao, D. Gan, Mat.Chem.&Phys. Vol.59, 1999, p96.
11. W. C. Cheng, C. F. Liu, Y. F. Lai, Scripta Mater. Vol.48, 2003, p295.
12. W. C. Cheng, H. Y. Lin, Mater. Sci. & Eng. A323, 2002,

p462.

13.W. C. Cheng, H. Y. Lin, C. F. Liu, Mater. Sci. & Eng. A335,
2002, p82.

14.W. C. Cheng, H. Y. Lin, Mater. Sci. & Eng. A341, 2003,
p106.

15.W. C. Cheng, H. Y. Lin, Y. F. Lai, Mater. Sci. & Eng. A337,
2002, p281.

16.W. K. Choo and K. H. Han, Metall. Trans. A, 14A, 1983,
p.973.

17.K. Sato, K. Tagawa and Y. Inoue, Scripta Metall. Vol.22,
1988, p899.



18.I. Briggs, G. J. Russele and A. G. Clegg, J. Mater. Sci. Vol.20,
1985, p668.

19.W. K. Choo and D. G. Kim, Metall. Trans. A, 18A, 1987,
p759.

20.G. T. Kayak, Met. Sci. Heat Treat., Vol.22, 1969, p95.

21.S. C. Tjong and N. G. Ho, Metallography, Vol.21, 1988,
p199.

22.W. K. Choo and K. H. Han, Metall. Trans.A, 16A, 1985, p5.

- 23.K. H. Han and W. K. Choo, Metall. Trans.A, 20A, 1989, p205.
- 24.L. I. Lysak, M. F. Alekseyenko, A. G. Drachinskaya, N. A. Storchak and G. S. Krivonogov, Metallofizika, Vol.59(4), 1975, p29.
- 25.K. H. Han, W. K. Choo and D. E. Laughlin, Scripta Metall. Vol.22, 1988, p1873.
- 26.P. J. James, J. Iron Steel Inst. 1969, p54.
- 27.K. Sato, K. Tagawa and Y. Inoue, Mater. Sci. & Eng. A111, 1989, p45.
- 28.T. F. Liu, J. S. Chou and C. C. Wu, Metall. Trans. A, 21A, 1990, p1891.
- 29.C. Y. Cho and T. F. Liu, Scripta Metall. Vol.25, 1991, p1623.
- 30.F. C. Chen, C. P. Chou, P. Li and S. L. Chu, Mater. Sci. & Eng. A160, 1993, p261.
- 31.T. Shun, C. M. Wan and J. G. Byrne, Acta Metall. Mater. Vol.40, 1992, p3407.
- 32.J. E. Krzanowski, Metall. Trans. A, 19A, 1988, p1873.
- 33.Y.G. Kim, J. M. Han and J. S. Lee, Mater. Sci. & Eng. A114,

- 1989, p51.
- 34.J. S. Chou and C. G. Chao, Scripta Metall. et Mater. Vol.26, 1992, p1417.
- 35.T. Shun, C. M. Wan and J. G. Byrne, Scripta Metall. et Mater. Vol.25, 1991, p1769.
- 36.P. Li, S. L. Chu, C. P. Chou and F. C. Chen, Scripta Metall. et Mater. Vol.25, 1991, p1869.
- 37.N. J. Ho, C. M. Chen and S. C. Tjong, Scripta Metall. Vol.21, 1987, p1319.
38. 呂傳盛，陳錦修，陳立輝，鑄物，第 65 卷，第 2 號，1993。
- 39.J. D. Wang and D. Gan, Mat.Chem.&Phys. Vol.70, 2001, p124.
- 40.D. Dumont, A. Deschamps, Y. Brechet, Mater. Sci. & Eng. A356, 2003, p326.
- 41.W. Y. Kim, H. Tanaka, A. Kasama and S. Hanada, J. Alloys&Comp. Vol.333, 2002, p170.
- 42.C. C. Menzemer, T. S. Srivatsan, M. Al-Hajri and R. Ortiz, Mater. Sci. & Eng. A289, 2000, p198.
- 43.T. S. Srivatsan, N. Narendra and J. D. Troxell, Mater.&

Design, Vol.21, 2000, p191..

44.S.V. Kamat and J. P. Hirth, Acta Mater. Vol.44, 1996, p1047.

45.L. Pang, S. M. Han and K. S. Kumar, Acta Mater. Vol.50,
2002, p3623.

46.S. T. Chiou, W. C. Cheng and W. S. Lee, Mater. Sci. & Eng.
A392, 2005, p156.

47.W. C. Cheng, Y. C. Lin and C. F. Liu, Mater. Sci. & Eng.
A343, 2003, p28.

48.S. T. Chiou, W. C. Cheng and W. S. Lee, Mater. Sci. & Eng.
A386, 2004, p460.

49.R. G. Baligheid, A. Radhakrishna, Mater. Sci. & Eng. A281,
2000, p143.

50.R. G. Baligheid, A. Radhakrishna, Mater. Sci. & Eng. A283,
2000, p211.

51.S. Rizal, H. Homma, International Journal of Impact Eng.
Vol.24, 2000, p69.

52.Ola Wall, Eng. Fracture Mechanics Vol.69, 2002, p835.

53.M. Karlik, P. Kratochvil, M. Janecek, J. Siegl, V. Vodickova,
Mater. Sci. & Eng. A289, 2000, p182.