

# 時效處理對鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金顯微結構與機械性質之影響

## The Effects of Aging Treatments on the Microstructural Changes and Mechanical Properties of the Fe-15Mn-8Al-1C Alloy

黃泰綸\* 湯凱鈞 吳忠春

Tai-Lun Huang, Kai-Chun Tang, Chung-Chun Wu

南台科技大學機械工程研究所

電話:06-2427001 E-mail:wcc@mail.stut.edu.tw

### 摘要

本論文主要目的是利用光學顯微鏡、穿透式電子顯微鏡、硬度與磨耗試驗，來探討低錳含量之鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經時效處理後，其顯微結構與機械性質的變化情形。

研究結果顯示：(1) 合金經 550°C 時效處理 24 至 72 小時之後，除了沃斯田體基地內的  $\kappa$  相碳化物迅速成長之外，亦可觀察到  $\kappa'$  相碳化物在晶界上析出。隨著  $\kappa'$  相碳化物在晶界上成長，臨近晶界的沃斯田體區域會產生  $\gamma+\kappa \rightarrow \gamma+\kappa+\kappa' \rightarrow \gamma_0+\kappa'$  的相分解反應。隨著時間延長至 168 小時， $\gamma_0+\kappa'$  會進一步分解成  $\alpha+\kappa'$ ，顯示晶界上產生  $\gamma \rightarrow \alpha+\kappa'$  的相分解反應，其實是會經過  $\gamma+\kappa \rightarrow \gamma_0+\kappa'$  的中間相分解過程，這是以前學者從未發現過的相變態過程，頗具學術參考價值。(2) 分析合金經不同時效處理後之機械性質得知，合金經 550°C 時效處理後，會擁有最佳的表面硬度，且其磨耗特性亦會有明顯的改善。然而，實驗數據亦顯示，延長時效處理的時間，雖可進一步提昇合金的表面硬度，卻不一定有助於合金的耐磨耗特性，顯示鐵錳鋁碳合金的磨耗特性亦與合金韌性、析出物顆粒大小與邊界上析出物的種類及顆粒大小有密切的關係。

**關鍵字：**鐵錳鋁碳合金、完全沃斯田體、 $\kappa$  相碳化物、耐磨耗特性

### Abstract

The purpose of the present study is an

attempt to examine the effects of aging treatments on the microstructural changes and mechanical properties of the low Mn-content Fe-15Mn-8Al-1C alloy by means of optical microscopy (OM), transmission electron microscopy (TEM), hardness tester and wear resistance tester. Based on our experimental examinations, some results were given below. (1) When the alloy was aged at 550°C for 24 to 72 hours, besides the growth of (Fe,Mn)<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub> carbides ( $\kappa$  carbides) within the austenite matrix, the (Fe,Mn)<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub> carbides also began to precipitate on the  $\gamma/\gamma$  grain boundary ( $\kappa'$  carbides). In the present study, we defined  $\kappa$  carbides and  $\kappa'$  carbides to distinguish the (Fe,Mn)<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub> carbides precipitated within the austenite matrix and on the  $\gamma/\gamma$  grain boundary separately. Along with the growth of the  $\kappa'$  carbides on the  $\gamma/\gamma$  grain boundary, the phase transformation sequences of  $\gamma+\kappa \rightarrow \gamma+\kappa+\kappa' \rightarrow \gamma_0+\kappa'$  occurred. With increasing the aging period to 168 hours,  $\gamma_0+\kappa'$  phases further decomposed to  $\alpha+\kappa'$  phases, resulting the complete phase transformation of  $\gamma \rightarrow \alpha+\kappa'$ . This result has never been reported by other workers in the Fe-Mn-Al-C alloy system before. (2) The alloy possessed the best surface hardness property after being solution-treated and then aged at 550°C. The wear resistance property of the alloy

was promoted obviously by the aging treatment in the present study. The alloy with higher surface hardness property will possess the better wear resistance property. However, our experimental results also indicated that prolonged aging periods increased the surface hardness property, the wear resistance property of the alloy seemed uncertain. These results showed that the wear resistance property of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy could be relative to the toughness property, the particle size of the  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  carbides and the morphology of grain boundary precipitates, etc.

**Keyword :** Fe-Mn-Al-C alloy, fully austenitic structure,  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  carbides, wear resistance

## 1. 前言

已有相當多的研究者發表了有關鐵錳鋁碳四元合金的相變化論文<sup>[1-17]</sup>，成份範圍也相當廣泛。在他們的研究中，成份範圍介於鐵-(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體相。在經過 500°C~750°C 且較短時間的時效處理後，具有  $L'1_2$  結構的細微  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物開始在沃斯田體基地內沿著[100]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  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物在沃斯田體基地內整合性析出，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， $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物不僅在沃斯田體基地內整合性析出，也會在  $\gamma/\gamma$  的晶界上形成較大的顆粒。這種在  $\gamma/\gamma$  的晶界上形成的  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物常以  $L'1_2$  或  $L1_2$  的結構形成。為了方便起見，我們以  $\kappa$  相碳化物來表示在沃斯田體基地內整合析出而形成的

$(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物，而  $\kappa'$  相碳化物為  $\gamma/\gamma$  的晶界上形成的  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物。

過去的研究學者發現，當碳含量少於 0.5 wt%時，晶粒內明顯沒有足夠的碳化物可以析出，所以對鐵錳鋁碳合金的強化效果無太大幫助；含碳量過高，會使碳化物在鐵錳鋁碳合金晶粒邊界上以大顆粒型態析出，使得鐵錳鋁碳合金的延展性大幅降低。然而大部分的研究大都探討錳含量大於 22wt%的鐵錳鋁碳合金，對於小於 20wt%錳含量的鐵錳鋁碳合金顯微結構與機械性質的研究則十分缺乏，因此本論文將探討低錳含量的鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金，經不同持溫時間與不同溫度之時效處理後，材料的機械性質影響與顯微結構變化的情形。

## 2. 實驗方法

本實驗的合金為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金，熔解所使用的原料，分別為鋼錠、電解鋁、電解錳及細碳粉。依照設計成份重量百分比，計算出各原料之重量後，依序將鐵、錳、碳及鋁加入溶解，等鋁料完全熔化，並與鋼水充分混合後，隨即進行最後除渣工作。經過數次除渣完成即可澆鑄，澆鑄溫度在 1500°C 至 1550°C 之間。澆鑄完成後依序進行均質化處理、合金鍛造、合金熱軋、固溶處理、時效處理、製作試片。

金相試片是將試片切割成適合的大小，經由電木粉熱鑲埋處理後，利用砂紙、拋光絨布研磨拋光後，以光學顯微鏡進行合金之表面結構初步觀察。穿透式電子顯微鏡之試片大小必須為 3mm 直徑的圓片，先裁成適合的大小，利用迴轉式研磨拋光機研磨至約 0.2mm 之後度厚度，再利用 TEM 試片專用的沖壓機沖壓成 3mm 直徑之圓形薄片，然後以#1200、#1500 砂紙研磨至約 0.05mm 的厚度，再將試片以雙重噴射電拋光機 (double-jet electro-polisher) 電解拋光。穿透式電子顯微鏡觀察是利用 Philips Tecnai G2 F20 FEG-STEM 型掃描穿透

式電子顯微鏡，操作電壓為 200kV。利用明視野 (Bright Field)、暗視野 (Dark Field) 和選擇區域繞射圖型 (Selected Area Diffraction Pattern) 等方法來觀察顯微組織及相鑑定之研究。

磨耗試驗試片是將試片切割成 3cm×3cm 的大小，為了影響實驗結果與減少誤差，首先將試片研磨平整並且將表面研磨至 400 號，浸泡在丙酮中以超音波洗淨 5 分鐘後，使用微量天坪秤重，再將試片固定在磨耗機檯上，磨耗機為 pin on disk 形式。實驗條件為荷重 19.6 牛頓，磨耗直徑 5mm，滑動速度為 0.04m/s，滑動距離 1000m，待磨耗完成後，浸泡在丙酮中以超音波洗淨 5 分鐘後，使用微量天坪秤重，再計算其磨耗量。本論文使用的硬度試驗為 HRC 洛式硬度，首先準備厚度為 10mm 的試片，將試片上下兩面研磨平整，使測定面與底面平行，再使用頂角為 120° 的鑽石壓痕器在試片上分不同位置取樣，分別取五個不同位置的測試值，再將其值總和後取其平均值。

### 3. 結果與討論

本論文所研究之鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金首先經過 1050°C 固溶處理經過水淬冷卻至室溫。在固溶狀態下，合金具有完全沃斯田體 (full-austenite) 的組織。Fig.1 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經固溶處理後放大 200 倍的金相顯微照片，由照片可明顯的看出該合金在固溶狀態下的顯微結構為單一的沃斯田體相組織。由金相照片也可看到包含雙晶(twin)特徵的沃斯田 (austenite) 晶粒的組織，晶粒邊界上並未觀察到有任何析出物產生。為了進一步鑑定沃斯田體基地內是否有析出物的產生，我們利用穿透式電子顯微鏡 (TEM) 明視野影像 (Bright Field)、暗視野影像 (Dark Field) 及選擇區域繞射圖型 (Selected-Area Diffraction Pattern) 來進行顯微結構觀察及結構鑑定分析。

Fig.2 為合金在固溶狀態下的鐵-15 錳-8

鋁-1 碳 TEM 顯微鏡照片，其中 Fig.2(a) 及 Fig.2(b) 為取自沃斯田體基地內的選擇區域繞射圖型，其晶帶軸 (Zone axis) 方向分別為 [001] 與 [011] 方向。由這兩張繞射圖型觀察得知，除了沃斯田體相的繞射點之外，尚有其他微弱的繞射點被觀察到，由此可知，此區域除了沃斯田體相之外，還有其他析出相的存在。從選區繞射圖型分析發現，除了沃斯田鐵基地造成的繞射點外，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的存在而出現的，且這些超晶格點中，100 和 120 的繞射強度大於 110 繞射點的亮度，可以得知細微的析出物為具有  $L'1_2$  結構的  $(Fe,Mn)_3AlC_x$  碳化物 ( $\kappa$  相)。Fig.2(c) 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金在固溶狀態下取自沃斯田體基地的  $\kappa$  相 100 暗視野照片，可觀察到有  $\kappa$  相碳化物在沃斯田體基地內均勻整合析出，顆粒大小約為 1~2nm，此時合金表面硬度值約為 HRC13.8 左右。

過去鐵錳鋁碳合金研究學者發現，當鐵錳鋁碳合金的錳含量介於 25~32wt% 左右且碳含量介於 0.8~1.2wt% 時，合金在固溶狀態下具有單一沃斯田體組織，基地內並無  $(Fe,Mn)_3AlC_x$  碳化物析出。當鐵錳鋁碳合金的碳含量提高至 1.2wt% 以上，則合金在固溶狀態下亦具有單一

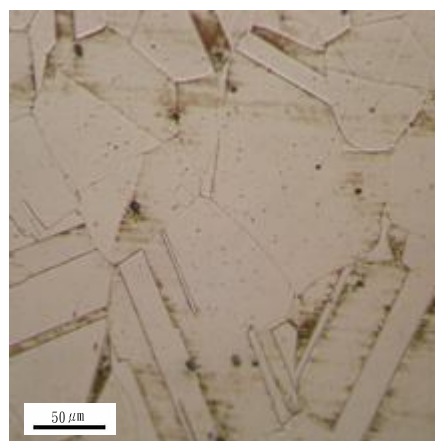
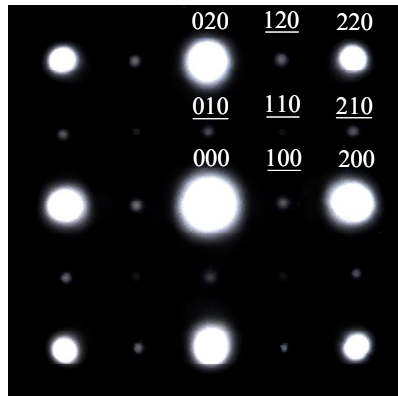
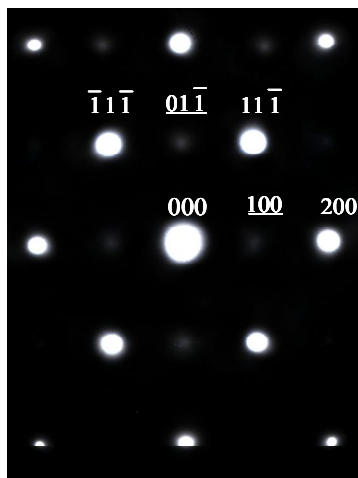


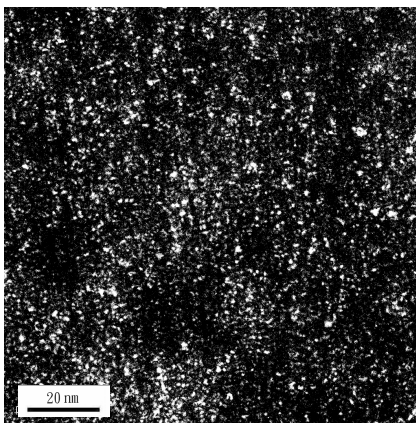
Fig.1 show an optical micrograph of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy in the as-quenched condition.



2(a)



2(b)



2(c)

Fig.2 show three TEM electron micrographs of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy in the as-quenched condition. (a) and (b) are SADPs taken from the austenite matrix. The foil normals are [001] and [011], respectively. (c) is the  $\kappa$ -carbide 100 DF electron micrograph.

沃斯田體的結構，且可觀察到細微的  $\kappa$  相碳化物來在基地內形成<sup>[15-17]</sup>。本論文合金的錳含量與碳含量分別為 15wt%與 1.0wt%，由 TEM 觀察發現，合金在固溶狀態下有十分細微的  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_x$  碳化物在沃斯田體基地內形成，與過去鐵錳鋁碳合金研究學者所發表的結論不同。

Fig.3 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經過 550°C 時效 24 小時的金相照片，由金相顯微鏡觀察到合金仍具有單一沃斯田體組織的外觀，但由金相照片無法確認是否有碳化物在晶界上析出，為了進一步鑑定沃斯田體基地內是否有析出物的產生，我們利用穿透式電子顯微鏡明視野影像、暗視野影像及選擇區域繞射圖型來進行顯微結構觀察及結構鑑定分析。

Fig.4 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 時效 24 小時後的 TEM 電子顯微鏡照片，其中 Fig.4(a)為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金 550°C 時效 24 小時的明視野照片，可觀察到有  $\kappa$  相碳化物在沃斯田體基地內均勻整合析出與成長。Fig.4(b) 為取自沃斯田體基地內的選擇區域繞射圖型，其晶帶軸方向為 [011] 方向，由這張繞射圖型觀察得知，除了沃斯田體的繞射點之外，尚有明顯的  $\kappa$  相碳化物繞射點被觀察到，由此可知，鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 時效熱處理 24 小時後，其沃斯田體基地內的  $\kappa$  相碳化

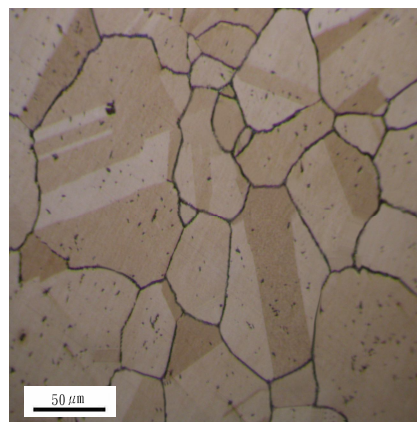
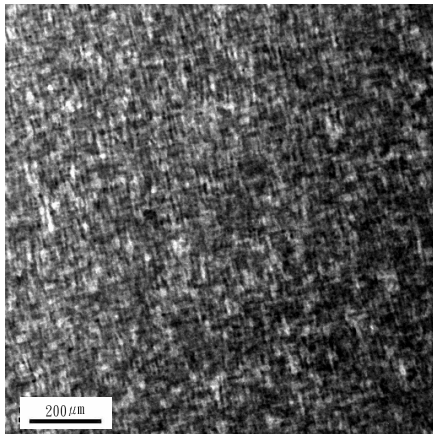
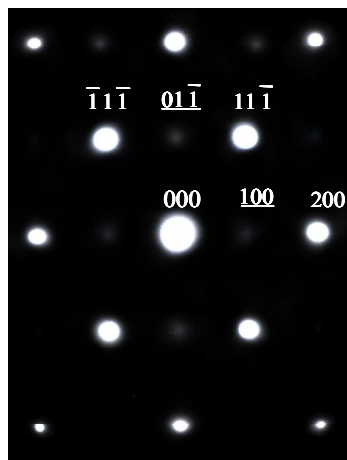


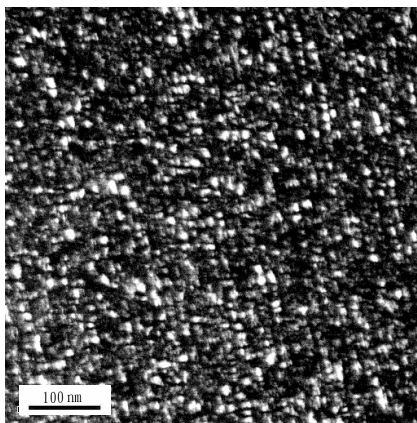
Fig.3 show an optical micrograph of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 24 hours.



4(a)



4(b)



4(c)

Fig.4 show three TEM electron micrographs of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550 °C for 24 hours. (a) is the BF electron micrograph. (b) is the SADP taken from the austenite matrix. (c) is the  $\kappa$ -carbide 100 DF micrograph taken from the same area as Fig.4(a)

物有明顯成長。Fig.4(c)為取自沃斯田體基地內的  $\kappa$  相碳化物 100 暗視野照片，從照片可以觀察到沃斯田體基地內  $\kappa$  相碳化物明顯成長，且顆粒型貌呈現立方體形狀，並沿著[001]方向成長排列，顆粒大小約為 10~15nm 左右。

除了在沃斯田體基地內可以觀察到  $\kappa$  相碳化物明顯成長之外，此時晶界上亦有顆粒狀的  $\kappa$  相碳化物析出，如 Fig.5 所示。Fig.5 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經過 550°C 時效 24 小時後，取自沃斯田體晶界區域的明視野電子顯微鏡照片，照片中可明顯發現顆粒狀的  $\kappa$  相碳化物在沃斯田體相晶界上析出，此時合金的表面硬度也由固溶狀態下的 HRC13.8 提高到 HRC40.5，顯示鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金在 550 °C 時效處理後具有顯著的強化效果。

Fig.6 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 時效 72 小時的金相照片，由金相照片可以觀察到有明顯的析出物在沃斯田體相晶粒邊界上形成。為了詳細觀察合金中沃斯田體基地內及晶粒邊界上的析出行為，我們利用 TEM 明視野影像、暗視野影像及選擇區域繞射圖型來進行顯微結構觀察，結果如 Fig.7 至 Fig.9 所示。

Fig.7(a)為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 時效 72 小時後，取至沃斯田體基地的 TEM 明

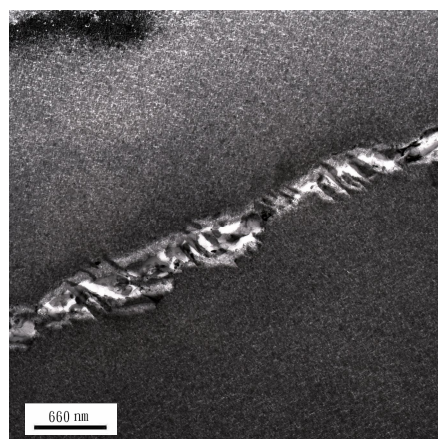


Fig.5 show the BF electron micrograph of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 24 hours.  $\kappa'$ -carbides begin to precipitate on the grain boundary.

視野照片，可以觀察到  $\kappa$  相碳化物持續成長，並且沿著[100]方向成長。Fig.7(b)為取自沃斯田體基地與  $\kappa$  相碳化物混合區域的繞射圖型，其晶帶軸方向為[001]方向，由這張繞射圖型可知，隨著時效處理時間的延長， $\kappa$  相碳化物持續成長變大之外，其晶體結構仍維持  $L'1_2$  結構，此可由繞射圖型中 110 繞射點的強度明顯比 100 及 120 繞射點弱得到驗證。Fig.7(c)為取自相同區域的  $\kappa$  相碳化物 100 暗視野照片，由  $\kappa$  相碳化物暗視野照片可清楚觀察到  $\kappa$  相碳化物具有正立方體的外觀形貌，此時其顆粒大小約介於 15 至 20nm 左右，又比時效 24 小時的  $\kappa$  相碳化物成長了許多。

除了可以觀察到在沃斯田體基地內的  $\kappa$  相碳化物明顯成長之外，我們亦發現有大量層狀的析出物在沃斯田體晶粒邊界上析出成長，如 Fig.8 所示。Fig.8 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 時效 72 小時後取自晶界區域的 TEM 明視野照片，可以發現條狀的  $\kappa'$  相碳化物迅速往沃斯田體基地內成長，進而形成層狀組織(lamellar structure)。

Fig.9(a)為取自鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金 550 °C 時效 72 小時試片內沃斯田體晶粒邊界區域的明視野照片，由這張明視野照片可發現左邊沃斯田體基地內有大量的  $\kappa$  相碳化物成長，而

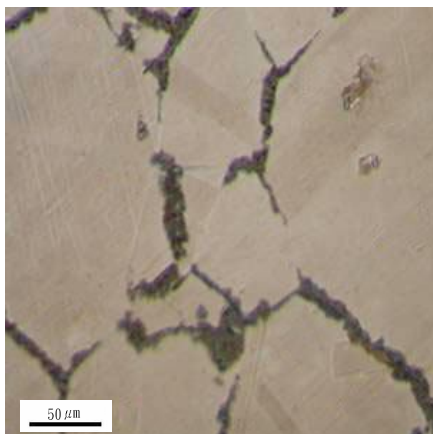
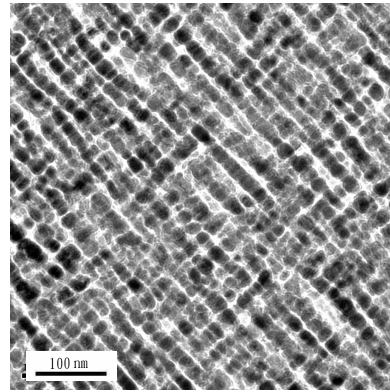
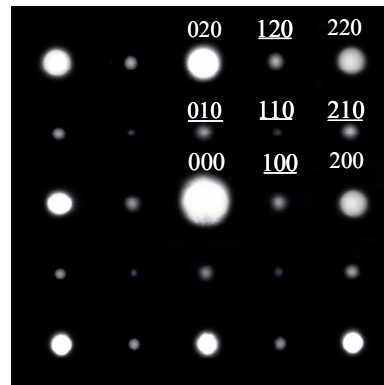


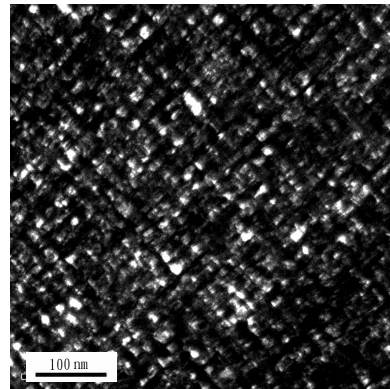
Fig.6 show an optical micrograph of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 72 hours.



7(a)



7(b)



7(c)

Fig.7 show three TEM electron micrographs of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 72 hours. (a) is the BF electron micrograph. (b) is the SADP taken from the austenite matrix. The foil normal is [001]. (c) is the  $\kappa$ -carbide 100 DF electron micrograph taken from the same area as Fig.7(a). (hkl:austenite matrix; hkl:  $\kappa$ -carbide)

右邊的  $\kappa'$  相碳化物則迅速往沃斯田體基地內成長並形成明顯的層狀組織。

Fig.9(b)為取自  $\kappa'$  相碳化物及其鄰近區域(如 Fig.9(a)中標示「P」區域)的選擇區域繞射圖型,其晶帶軸為[001]方向。由繞射圖型分析結果顯示, $\kappa'$  相碳化物在晶粒邊界上析出形成之後,隨著時效處理持續進行, $\kappa'$  相碳化物會迅速往沃斯田體基地內成長,而形成  $\gamma+\kappa \rightarrow \gamma+\kappa+\kappa' \rightarrow \gamma_0+\kappa'$  的相分解反應(其中  $\gamma_0$  代表經相分解反應後形成的沃斯田體相),與部份學者在鐵錳鋁碳合金中所觀察到的  $\gamma \rightarrow \alpha+\kappa'$  相分解反應不同。此外,由 Fig.9(b)的繞射圖型分析亦發現, $\kappa'$  相碳化物的 110 繞射點強度與 100 及 120 繞射點強度相差不多,顯示  $\kappa'$  相碳化物具有  $L1_2$  晶體結構,與沃斯田體基地內均勻整合析出的  $\kappa$  相碳化物(具有  $L'1_2$  結構)明顯不同,此結果與部份鐵錳鋁碳合金研究學者所發表的研究成果不同<sup>[8,14-15]</sup>,在他們的研究報告中認為,在沃斯田體基地內與晶粒邊界上所形成的  $\kappa$  相碳化物均具有  $L'1_2$  的晶體結構。Fig.9(c)相同區域的  $\kappa'$  相碳化物 100 暗視野照片,可以清楚觀察到條狀  $\kappa'$  相碳化物與周圍的沃斯田體相形成交錯的層狀組織。

接下來用 STEM/EDS 成份分析來進一步

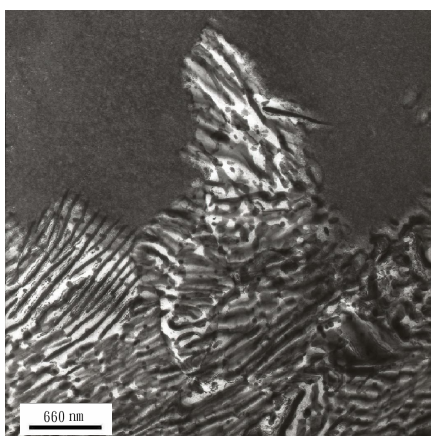
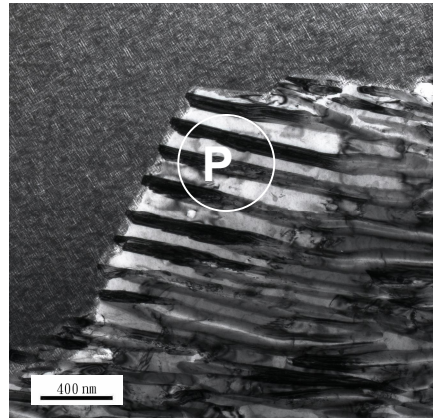
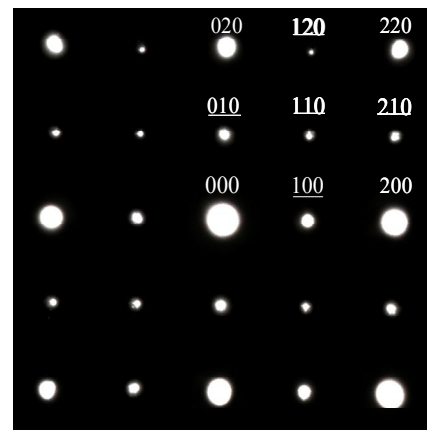


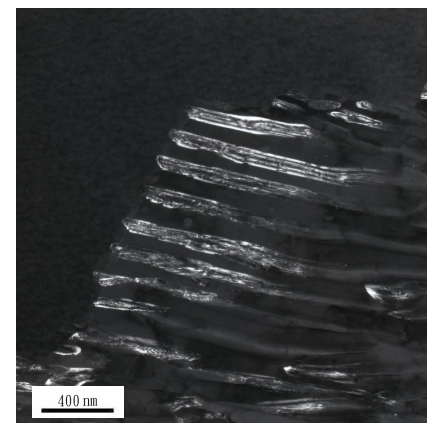
Fig.8 show the BF electron micrograph of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 72 hours, revealing the lamellar precipitation behavior on the grain boundary.



9(a)



9(b)



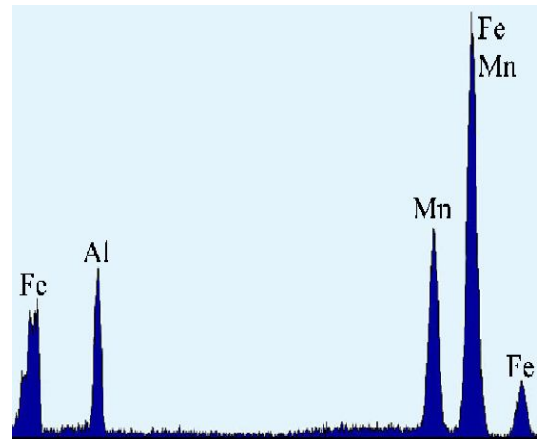
9(c)

Fig.9 show three TEM electron micrographs of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 72 hours. (a) is the BF electron micrograph. (b) is the SADP taken from the mixed region of  $\kappa'$ -carbides and their surrounding phases. (c) is the  $\kappa'$ -carbides 100 DF electron micrograph taken from the same area as Fig.9(a).

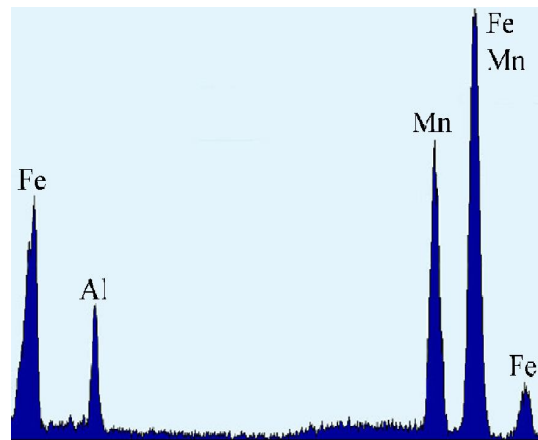
分析的數據如 Table 1 與 Fig.10 所示。Fig.10(a) 觀察晶粒邊界上  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa'$  的相分解反應，成份至 Fig.10(c) 為分別取自  $\gamma$ 、 $\kappa'$  與  $\gamma_0$  相的 EDS 化學成份光譜，由實驗數據可知，在晶界上析出的  $\kappa'$  相含有較高的錳含量以及較低的鋁含量，因此在  $\kappa'$  相碳化物成長的過程，由於錳元素及鋁元素的擴散效應，使得鄰近的區域錳含量降為 11.8wt% 而鋁含量增為 8.6wt%，這樣的組成成分仍可維持沃斯田體組織的穩定，因而在晶粒邊界上觀察到的相分解反應為  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa'$ ，與學者 K. H. Ham 等人<sup>[2]</sup>在鐵-(31.4~31.7)錳-(8.8~8.9)鋁-(0.74~1.62)碳合金的研究中，低碳的鐵錳鋁碳合金(0.98wt% )晶界上有  $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa'$  相分解反應的結果不同，可以看出錳含量的改變會影響晶界上的相反應的型態，頗具學術參考價值。

接著我們將 550°C 時效處理的時間延長至 168 小時，以觀察合金顯微結構與機械性質的變化情形，結果顯示於 Fig.11 至 Fig.13。Fig.11 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 時效 168 小時後的金相照片，與時效 72 小時的金相組織相比較，晶粒邊界上的碳化物析出量僅小幅度增加，顯示在晶界上所產生的相分解反應速率已趨於緩和。

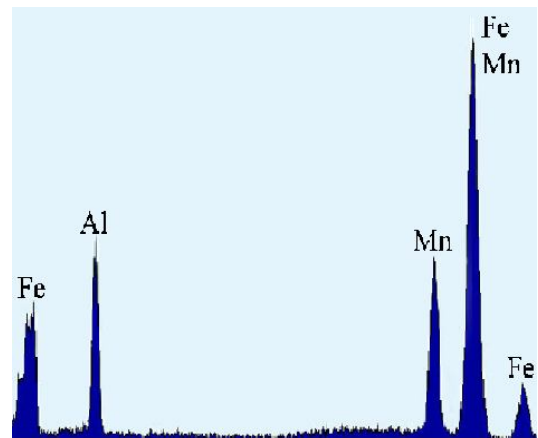
Fig.12 為鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 時效 168 小時的 TEM 電子顯微鏡照片，其中 Fig.12(a) 為取自晶粒邊界區域的明視野照片，由照片中可觀察到晶界上因產生相分解反應而形成層狀組織。Fig.12(b) 為取自 Fig.12(a) 放大倍率的明視野照片，可以清晰觀察到因為  $\kappa'$  相碳化物的析出成長而形成的層狀結構。Fig.12(c) 為取自 Fig.12(b) 中標示「F」區域的選擇區域或繞射圖型，經由繞射圖型分析結果顯示，該區域為肥粒體相與  $\kappa'$  相碳化物共存的層狀結構，其晶帶軸分別為  $\kappa'$  相碳化物的  $[011]_{\kappa'}$  方向以及肥粒體相的  $[111]_{\alpha}$  方向，且兩者間具有  $(01\bar{1})_{\kappa'} // (\bar{1}10)_{\alpha}$  且  $[011]_{\kappa'} // [111]_{\alpha}$  的方向關係(K-S 方向關係)。上述研究結果顯示，鐵-15 錳-8 鋁



10(a)



10(b)



10(c)

Fig.10 show three EDS spectrum obtained from the alloy aged at 550°C for 72 hours. (a) is taken austenite matrix (b) is taken from  $\kappa'$ -carbide on the grain boundary. (c) is taken from the austenite region close to  $\kappa'$ -carbide.



Table 1 chemical compositions of the phases of  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa'$  phase transition of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 72 hours by Energy-Dispersive Spectrometer.

Element wt% phase	Fe	Mn	Al
$\gamma$	76.8	15.1	8.1
$\kappa'$	60.6	32.2	7.2
$\gamma_0$	79.6	11.8	8.6

-1 碳合金持續在 550°C 進行時效處理，則晶粒邊界上的相分解反應會進一步由  $\gamma_0 + \kappa'$  組織變態成  $\alpha + \kappa'$  組織，亦即在 550°C 時效溫度下，隨著時效時間的增加，可以觀察到  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa' \rightarrow \alpha + \kappa'$  的相分解反應，此結論從未被其他鐵錳鋁碳研究學者所揭示過。

我們利用 STEM/EDS 成份分析來進一步觀察晶粒邊界上所產生的  $(\alpha + \kappa')$  層狀組織，成份分析的數據如 Table 2 與 Fig.13 所示。Fig.13(a)至 Fig.13(c)為分別取自  $\gamma$ 、 $\kappa'$  相碳化物與鄰近區域肥粒體相的 EDS 化學成分光譜。由上述實驗數據可知，隨著時效時間的延長，邊界上析出的  $\kappa'$  相碳化物內的錳含量會由 32.2wt% 增加到 39.1wt%，鋁含量亦會由

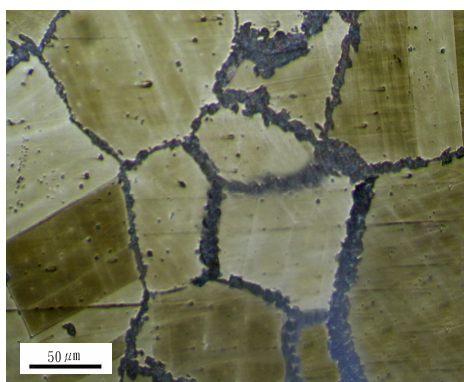
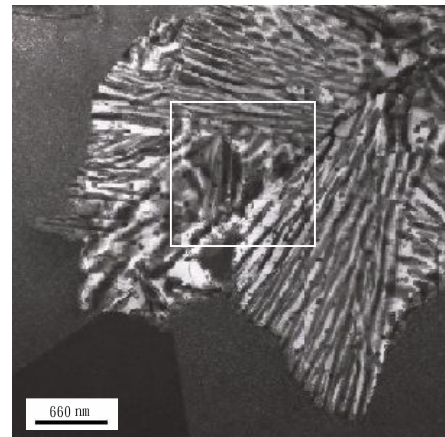
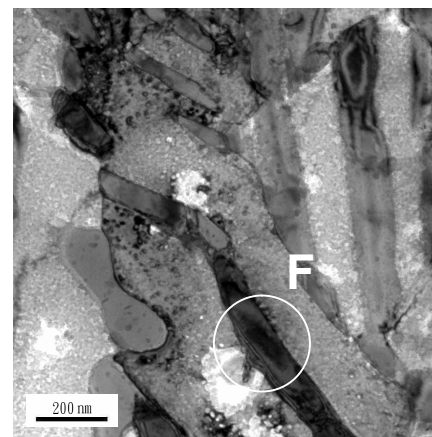


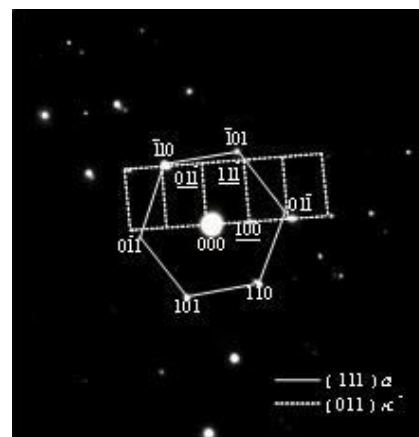
Fig.11 show an optical micrograph of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 168 hours.



12(a)



12(b)



12(c)

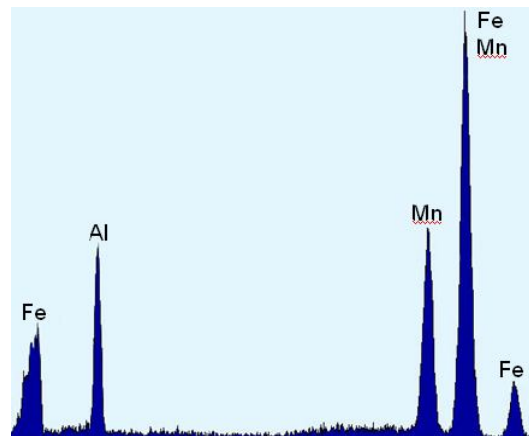
Fig.12 show three TEM electron micrographs of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 168 hours. (a) is the BF electron micrograph. (b) is the BF micrograph at larger magnification. (c) is the SADP taken from the mixed region marked as "F" in Fig.12(b).

7.2wt% 小幅提高到 7.4wt%，由於  $\kappa'$  相碳化物錳含量與鋁含量的增加，會使得原先鄰近區域的沃斯田體相的錳含量與鋁含量分別下降至 10.6wt% 及 8.4wt%，導致沃斯田體相不穩定而變態成肥粒體相，亦即產生  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa' \rightarrow \alpha + \kappa'$  的相分解反應。

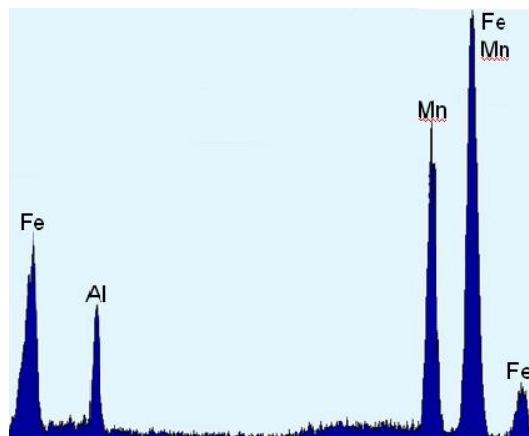
過去許多研究學者均對鐵錳鋁碳合金的時效處理與顯微結構觀察有詳細的研究，所有的研究成果均指出，該合金在 550°C 時效處理後，在沃斯田體晶粒邊界上會有  $\kappa'$  相碳化物的析出，且伴隨著  $\kappa'$  相碳化物的析出與成長，依組成成份的差異會產生  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa'$ ， $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa'$ ， $\gamma \rightarrow \kappa + \beta - \text{Mn}$ ， $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa' + \beta - \text{Mn}$  以及  $\gamma \rightarrow \alpha + \beta - \text{Mn}$  等相分解反應。然在，本論文鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金在 550°C 時效 72 小時之後，晶粒邊界上會產生  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa'$  的相分解反應，但將時效時間延長至 168 小時，則晶界上的層狀析出物會進一步形成  $(\alpha + \kappa')$  的組織，顯示本合金在 550°C 時效處理會產生  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa' \rightarrow \alpha + \kappa'$  的相變態反應，此結論均未被其他研究學者所揭示過，頗具學術參考價值。

最後本論文探討鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 不同時效時間後之表面硬度與磨耗特性的變化情形，結果顯示於 Fig.14。Fig.14(a) 為合金分別在 550°C 時效 24 小時，550°C 時效 72 小時及 550°C 時效 168 小時的 HRC 硬度值，由上述數據可知，鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經 550°C 時效處理後，伴隨著  $\kappa$  相碳化物的析出與成長，表面硬度值由 HRC13.8 大幅提升到 HRC40.5 (時效 24 小時)，且隨著時效時間的延長，表面硬度值緩慢增加。Fig.14(b) 為同時效條件的耐磨耗測試數據，結果發現合金經 550°C 時效 24 小時後磨耗量會從固溶狀態的 0.0038 克降低至 0.0013 克，此時會擁有最佳的耐磨耗特性，時效時間的延長雖會提高合金的表面硬度，但卻不一定有助於合金耐磨耗特性的提升。此結果顯示，鐵錳鋁碳合金的耐磨耗特性會受到合金韌性、析出物顆粒大小、晶

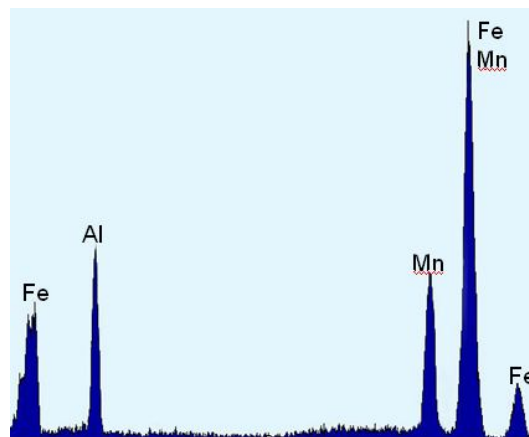
界上析出物的種類與大小等因素的影響。



13(a)



13(b)



13(c)

Fig.13 show three EDS spectrum obtained from the alloy aged at 550°C for 168 hours. (a) is taken austenite matrix. (b) is taken from  $\kappa'$ -carbide on the grain boundary. (c) is taken from the ferrite region close to  $\kappa'$ -carbide.

Table 2 chemical compositions of the phases of  $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa'$  phase transition of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy aged at 550°C for 168 hours by Energy-Dispersive Spectrometer.

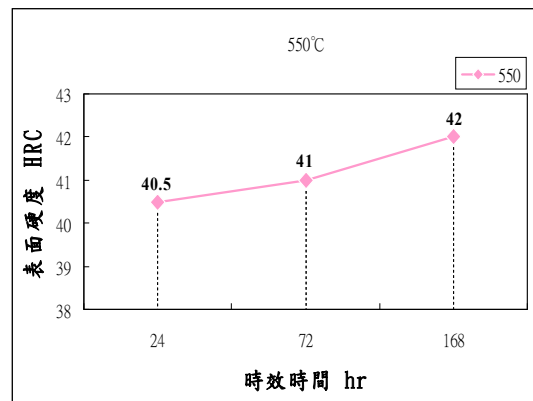
Element wt% phase	Fe	Mn	Al
$\gamma$	76.6	15.3	8.1
$\kappa'$	53.5	39.1	7.4
$\alpha$	81.0	10.6	8.4

#### 4. 結論

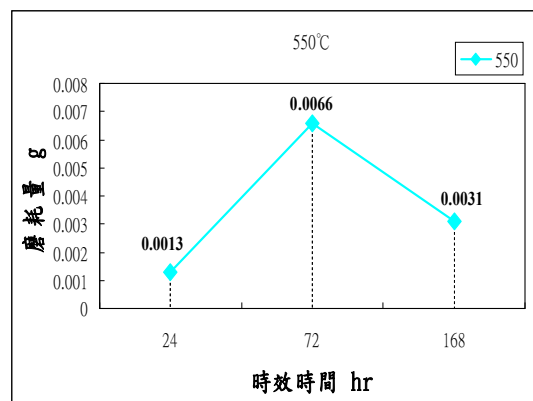
- 1、本論文所研究之鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金在固溶狀態下，具有完全沃斯田體的組織。TEM 觀察發現在沃斯田體基地內有  $L'1_2$  結構的  $\kappa$  相碳化物析出，然而在晶粒邊界上並無任何析出物析出。過去的研究結果顯示，鐵錳鋁碳合金中的碳含量在 1.2 wt% 以上且錳含量須大於 23wt%，沃斯田體基地才會在固溶狀態下即有  $\kappa$  相碳化物均勻整合析出。本論文鐵錳鋁碳合金的錳含量下降至 15wt%，仍可在固溶狀態下在沃斯田體基地內觀察到細微的  $\kappa$  相碳化物均勻整合析出，明顯有過去研究學者所揭示的結果不同。
- 2、合金經 550°C 時效處理 24 至 72 小時，除了沃斯田體基地內的  $(Fe, Mn)_3AlC_x$  碳化物迅速成長之外，亦可觀察  $(Fe, Mn)_3AlC_x$  碳化物在晶界上析出(在晶界上形成的  $(Fe, Mn)_3AlC_x$  碳化物標示為  $\kappa'$  碳化物，以便與沃斯田體基地內均勻整合析出的  $\kappa$  碳化物作辨別)。隨著  $\kappa'$  碳化物在晶界上成長，臨近晶界的沃斯田體區域會產生  $\gamma + \kappa \rightarrow \gamma + \kappa + \kappa' \rightarrow \gamma_0 + \kappa'$  的相分解反應，隨著時間延長至 168 小時， $\gamma_0 + \kappa'$  會進一步分解成  $\alpha + \kappa'$ ，顯示在晶界上會產生  $\gamma \rightarrow \gamma_0 + \kappa' \rightarrow \alpha + \kappa'$  的相分解反應，這是以前學者從未發現的

結果，頗具學術參考價值。

- 3、藉由穿透式電子顯微鏡附加之 X 光能量散佈分析儀(STEM/EDS)分析  $\kappa'$  碳化物與鄰近區域化學成份數據得知，合金經 550°C 時效處理 72 小時至 168 小時之後， $\kappa'$  碳化物的錳含量會持續增加，造成鄰近區域的錳含量大幅下降，導致  $\kappa'$  碳化物周圍的沃斯田體相無法穩定而變態成肥粒體相，產生  $\gamma_0 + \kappa' \rightarrow \alpha + \kappa'$  的相分解反應。
- 4、分析鐵-15 錳-8 鋁-1 碳合金經不同時效處理之機械性質得知，合金經 550°C 時效處理後，會擁有最佳的表面硬度，且其耐磨耗特性亦有所改善。然而，實驗數據亦顯



(a)



(b)

Fig.14 Effects of aging treatment at 550°C for 24, 72 and 168 hours on the mechanical properties of the Fe-15Mn-8Al-1C alloy. (a) shows the hardness property ; (b) shows the wear property.

示，延長時效處理的時間，雖可進一步提高合金的表面硬度，卻不一定有助於合金的耐磨耗特性，顯示鐵鋁鋁碳合金的磨耗特性亦與合金韌性、析出物顆粒大小與邊界上析出物的種類與大小有密切的關係。

## 5. 致謝

本論文承蒙行政院國家科學委員會在研究經費上的支持（NSC97-2622-E-218-001-CC3），同時感謝交通大學劉增豐教授在合金材料上的支援，使得本研究論文得以圓滿完成，在此一併表示誠摯謝意。

## 6. 參考文獻

- 1、Y. G. Kim, Y. S. Park and J. K. Han, "Low Temperature Mechanical Behaviour of Microalloyed and Controlled-Rolled Fe-Mn-Al-C-X Alloys," *Metall. Trans. A*, 16A, (1985), pp. 1689-1693
- 2、K. H. Han, J.C. Yoon and W. K. Choo "TEM Evidence of Modulated structure in Fe-Mn-Al-C Alloys", *Scripta Metallurgica*, 20, (1986), pp.33-36
- 3、C. C. Wu, J. S. Chou, and T. F. Liu, "Phase Transformation in an Fe-10.1Al-28.6Mn-0.46C Alloy", *Metall. Trans. A*, 22A, (1991), pp.2265-2276
- 4、X. J. Liu, S. M. Hao, L. Y. Xu, Y. F. Guo and H. Chen, "Experimental Study of the Phase Equilibria in the Fe-Mn-Al System", *Metall. Trans. A*, 27A, (1996), pp. 2429-2435
- 5、W.C. Cheng and H. Y. Lin, "Science precipitation of FCC phase from BCC matrix in an Fe-Mn-Al alloy", *Mater. Sci. Eng. A*, 323, (2002), pp.462-466
- 6、K. H. Hwang, C. M. Wan and J. G. Byrne, "The massive and martensitic transformations in a carbon-free Fe-Mn-Al Alloy", *Metall. Trans. A*, 24, (1990), pp. 979-981
- 7、T. F. Liu, S. W. Peng, Y. L. Lin and C. C. Wu, "Orientation Relationships among  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ , and Austenite in an Fe-Mn-Al-Mo-C Alloy", *Metall. Trans. A*, 21A, March (1990), pp. 567-573
- 8、W. K. Choo, J. H. Kim, J. C. Yoon, *Acta Mater.*, 45 (1997), pp.4877
- 9、T.F. Liu, J. S. Chou, and C. C. Wu, "Effect of Si Addition on the Microstructure of an Fe-8.0Al-29Mn-0.9C Alloy" *Metall. Trans. A*, 21A, (1990), pp.1891-1899
- 10、劉增豐，「鐵鋁鋁碳合金相變化」，國科會專題研究報告 NSC89-2216-E009-031 (89R346)，2001
- 11、C.M.Chu, H.Huang, P.W.Kao, D.Gan, *Scripta Materialia*, 30 (1994) pp.505
- 12、S. C. Tjong and N.J Ho : *Metallography*, 21, (1988), pp.199-206
- 13、S. C. Chang, Y. H. Hsiau and M. T. Hahn, "Tensile and fatigue properties of Fe-Mn-Al-C alloys", *J. Mater. Sci.*, 24, (1989), pp.1117-1120
- 14、C.N Hwang, C.Y Chao and T.F. Liu, "Grain Boundary Precipitation in an Fe-8.0Al-31.5Mn-1.05C alloy" *Scripta Materialia*, 28, (1993), pp. 263-268
- 15、K. Ishida, H. Othani, N. Satoh, R. Kainuma, T. Nishizawa, *ISIJ Int.* 30 (1990) 680
- 16、Y. Kimura, K. Handa, K. Hoyashi, Y. Mishima, *Intermetallics*, 12 (2004) 607
- 17、C. S. Wnag, C. N. Hwang, C. G. Chao and T. F. Liu, "Phase transitions in an Fe-9Al-30Mn-2.0C alloy", *Scripta Materialia*, 57 (2007) pp. 809-812