

國立交通大學

材料科學與工程研究所

碩士論文

鐵-8.5 鋁-30 錳-5 鈦-1.5 碳

合金之相變化

Phase Transformations in an

Fe-8.5Al-30 Mn-5Ti-1.5 C Alloy

研究生：陳 柏 至

指導教授：劉 增 豐 教授

朝 春 光 教授

中華民國九十六年七月

鐵-8.5 鋁-30 錳-5 鈦-1.5 碳合金之相變化

Phase transformation in Fe-8.5Al-30Mn-5Ti-1.5C alloy

研 究 生:陳柏至

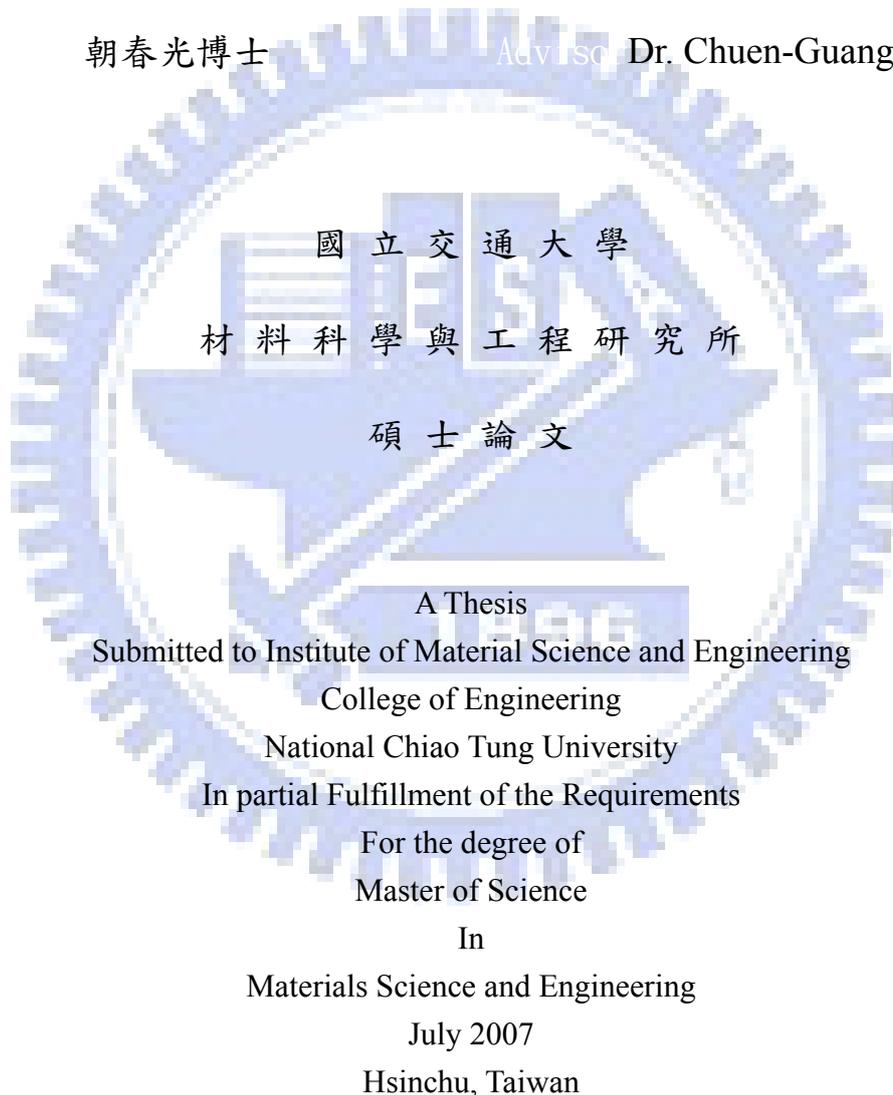
Student:Po-Chih Chen

指 導 教 授:劉增豐博士

Advisor:Dr. Tzeng-Feng Liu

朝春光博士

Advisor: Dr. Chuen-Guang Chao



中華民國九十六年七月

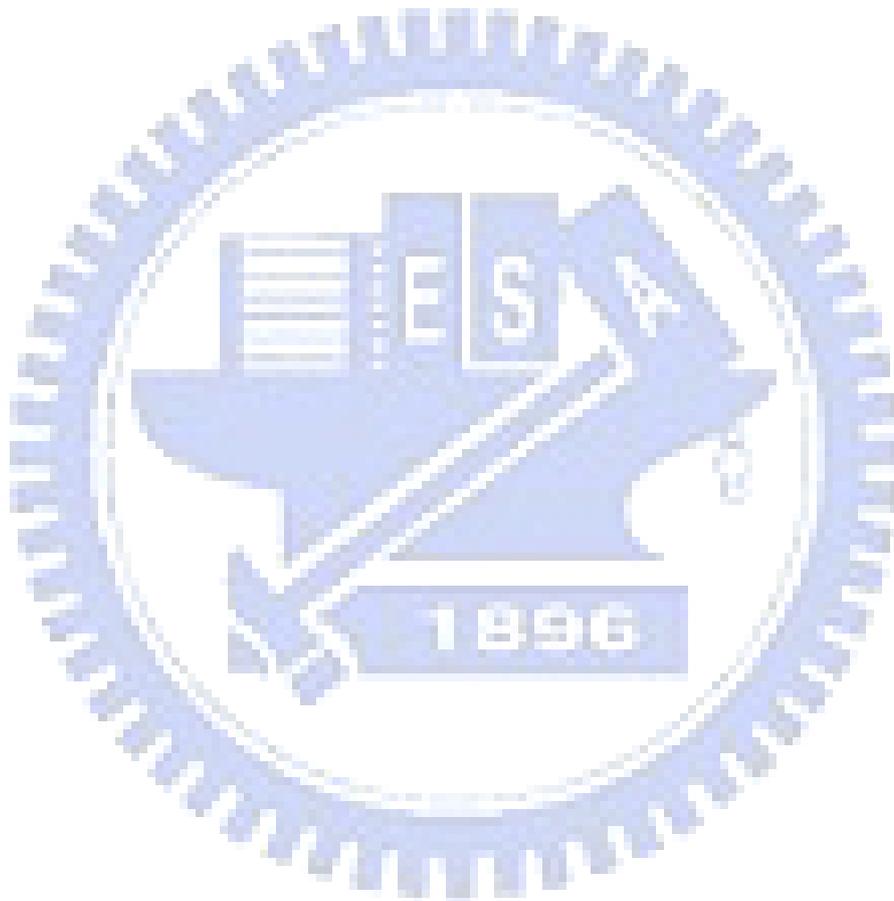
摘要

在本研究中，我們利用掃描式電子顯微鏡(SEM)、穿透式電子顯微鏡(TEM)以及X光能量散佈分析儀(EDS)探討Fe-8.5Al-30Mn-5Ti-1.5C合金之相變化。在淬火狀態下，合金其顯微結構為沃斯田鐵和肥粒鐵之雙相，在沃斯田鐵基地內有大量立方狀的TiC碳化物，此TiC碳化物和沃斯田鐵基地存在著 $(100)_{\text{TiC}} // (100)_{\gamma}$ 及 $(110)_{\text{TiC}} // (110)_{\gamma}$ 立方對立方的方向關係；而在肥粒鐵基地內有極細微的 D0_3 顆粒和針狀的析出物，此針狀析出物從未在鐵鋁錳合金系統中被發現過，故暫時取名為X-相。因此在淬火狀態下，其存在的相為 $(\gamma + \text{TiC}) + (\alpha + \text{D0}_3 + \text{X})$ 相。

在 550°C 作時效熱處理後，肥粒鐵基地內針狀析出物會逐漸消失，同時具有 $L'1_2$ 結構之 $\kappa'-(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物開始於肥粒鐵基地內析出，且 D0_3 顆粒也會逐漸生長粗大。當時效溫度升高到 850°C 後，肥粒鐵基地內針狀析出物消失速度更快，且 $\kappa'-(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物於晶粒內的量會持續增加，而在沃斯田鐵基地內的TiC量也大量增加，且外觀也由立方狀變成圓球狀；並有 $\kappa-(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物於晶界上生成。最後，當時效溫度升高到 950°C 後，在沃斯田鐵基地內

TiC 量增多外，在肥粒鐵基地內之針狀析出物已完全消失，而在晶粒內之 κ' -(Fe, Mn)₃AlC 碳化物及在晶界上之 κ -(Fe, Mn)₃AlC 碳化物皆有增加的趨勢。

以上這些相變化在 Fe-Al-Mn-C 合金系統中尚未被其他學者所發現。



Abstract

Phase transformation in Fe-8.5wt%Al-30wt%Mn-5 wt%Ti-1.5 wt%C alloy have been investigated by means of transmission electron microscopy. In the as-quenched condition, the microstructure of the alloy were dual phase which ferrite phase containing fine $D0_3$ particles and needle-like precipitation(X-phase), austenite phase containing cuboid TiC carbides: The orientation relationship between the TiC carbide and the austenite phase was determined to be $(100)_{TiC} // (100)_\gamma$ and $(110)_{TiC} // (110)_\gamma$, which corresponds to the cubic to cubic orientation relationship. It is noted that in the present study, the coexistence of the fine $D0_3$ particles and need-like precipitation(X-phase) in the as-quenched condition have never been found by other workers in the Fe-Al-Mn-Ti-C alloy before.

誌 謝

首先誠摯的感謝指導教授劉增豐博士及朝春光博士，兩位老師悉心的教導，不時的討論並指點我正確的方向，使我在這兩年中不管是在求學的態度或是待人接物皆獲益匪淺，在此致上由衷的感謝與敬意。

此外，感謝王承舜、段逸軒、蘇俊瑋、林志龍、陳信良學長們不厭其煩的指出我研究中的缺失，且總能在我迷惘時為我解惑；也感謝王浩仰、蔡雨霖、劉哲郎、黃敬恆同學的幫忙和陪伴讓兩年的研究生生活變得絢麗多彩，並恭喜我們順利走過這兩年。實驗室的林欣龍學弟當然也不能忘記，諸多細節的幫忙，也讓我銘謝在心。

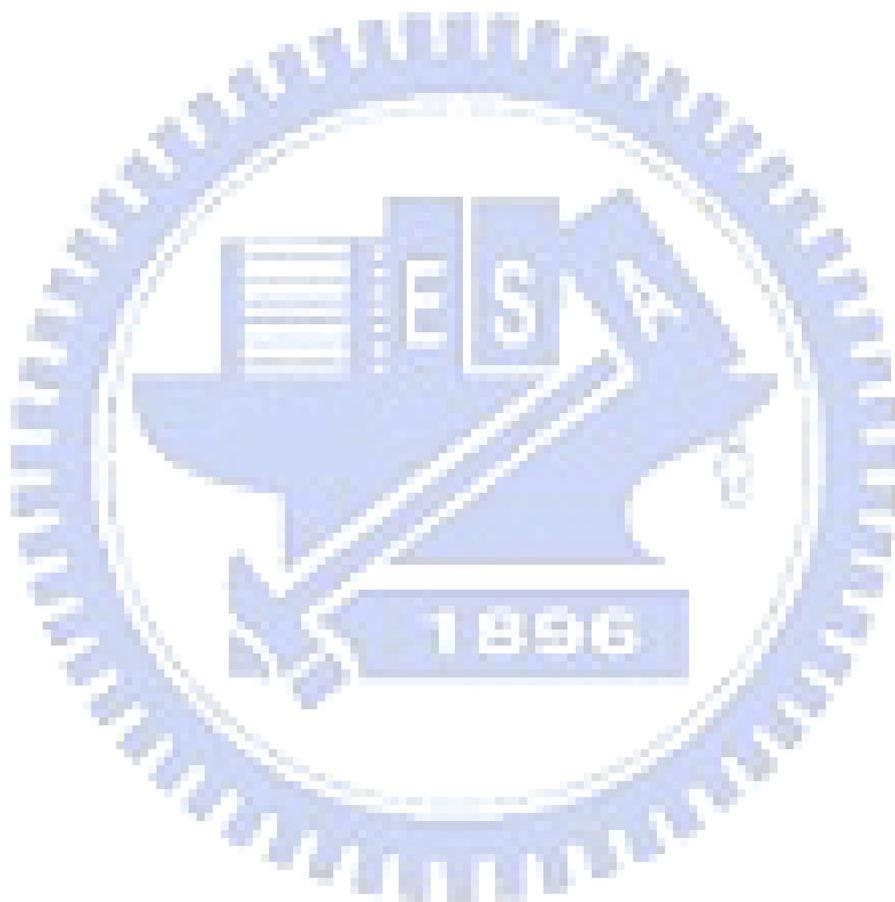
最後，對我的雙親致上最深的感謝，經由他們的鼓勵與支持，讓我毫無後顧之憂的投入研究，進而得到今日的成果，謹以此文獻給我摯愛的雙親。

目 錄

摘要	i
英文摘要	iii
誌謝	iv
目錄	v
表格目錄	vi
圖表目錄	vii
一、前言	1
二、實驗步驟	3
三、結果	5
四、討論	10
五、結論	13
參考文獻	14
附錄一	18
附錄二	19

表格目錄

表一： 沃斯田鐵、TiC、D0₃、X-phase 之 X 光能量散佈分析儀(EDS) 成分分析結果。



圖表目錄

圖 1: 試片經 1150 °C 固溶熱處理 1 小時並淬火後掃描式電子顯微鏡照片。

圖 2: (a) : 沃斯田鐵基地掃描式電子顯微鏡(SEM)放大照片，(b) 為沃斯田鐵基地內之 cuboid 狀 TiC 穿透式電子顯微鏡明視野照片 (c)及(d) : 分別為取自圖(a)標示 A 區域的基地擇區繞射圖，極軸方向分別為[001]和[011]，(e)及(f) : 取自圖(a)之 cuboid 析出物之擇區繞射圖，極軸方向分別為[001]和[011]。

圖 3: (a) : 圖 1 中針狀結構區域之掃描式電子顯微鏡照片，(b) : 針狀析出物 TEM 明視野照片，(c)及(d) : 取自圖(a)標示 D 區域之 SADPs，極軸分別為[001]和[011](hkl : ferrite ; $\bar{h}k1$: $D0_3$)，(e) : ($11\bar{1}$) $D0_3$ 暗視野照片。

圖 4: EDS 圖譜分別取自 (a) 沃斯田鐵，(b) TiC，(c) $D0_3$ 和 (d) X-phase EDS 圖譜。

圖 5: (a) : 合金經在 550 °C 時效處理 SEM 照片，(b) : 圖(a)局部放大 SEM 照片，(c)及(d)取自圖(b)中一顆析出物 SADPs，

極軸分別為 $[001]$ 和 $[011]$ ，(e)：取自肥粒鐵基地之 SADP，極軸為 $[011]$ (hkl ：肥粒鐵； $\underline{hk}l$ ： $D0_3$)，(f) $D0_3$ 之 $(1\bar{1}\bar{1})$ 暗視野照片。

圖 6:(a)：合金在 850°C 時效處理 3 小時之 SEM 照片，(b)：(a) 局部放大之 SEM 照片。

圖 7:(a)：合金在 850°C 時效處理 6 小時之 SEM 照片，(b)：(a) 局部放大之 SEM 照片。

圖 8:(a)：合金在 950°C 時效處理 3 小時之 SEM 照片，(b)：圖 8(a)局部放大 SEM 照片。



前 言

鐵鋁錳合金之相變化已被許多學者廣泛研究^[1-12]。在鐵鋁錳合金中，錳及碳是沃斯田鐵相的穩定元素，能使得此合金有著較佳的冷加工性及低溫延展性^[13-15]；至於鋁則是肥粒鐵的穩定元素，能使此合金在高溫下具有較佳的抗氧化能力；另外，藉由提高鋁的添加有益於提高合金的強度，但是卻會使沃斯田鐵相的穩定度及合金的韌性降低。一般來說，可以藉由提高錳及碳的添加或是降低鋁的含量來穩定沃斯田鐵相。因此，可藉由適當比例的添加錳、碳、及鋁進而得到一個完全的沃斯田鐵相結構。

依據相關發表之論文可知，當成分範圍為鐵-(4.9-11)wt% 鋁-(28-35)wt% 錳-(0.5-1.5)wt% 碳的合金，在經過固溶處理後，其微觀結構為單一的沃斯田鐵相，但經過 500⁰C 到 700⁰C 不同時間的時效處理後，在晶粒中可發現細小的 κ' 碳化物沿著 $\langle 100 \rangle$ 的方向整合性地析出，此 κ' 碳化物為具有 $L'1_2$ 結構的 $(Fe, Mn)_3AlC_x$ 碳化物^[1-6]。因為 κ' 微小碳化物在沃斯田鐵相的晶粒中整合析出，使得合金在沒有明顯的韌性損失下，進而達到強度明顯的增加^[2, 16]；但是當時效的時間延長或提高時效溫度時，不但會有 κ' 碳化物在晶粒內析出，更會有

粗大的 κ 碳化物在晶界上異質析出，此種 κ 碳化物是經由 $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa$ 或 $\gamma \rightarrow \alpha + \kappa + \beta\text{-Mn}$ 反應產生^[4-9]， κ 碳化物亦為具有 $L'1_2$ 結構的析出物；因為 κ 碳化物在晶界上析出，造成合金脆性的增加並降低了延性。晶界上碳化物析出會造成裂縫在此成核及傳播，因為相對於沃斯田鐵晶粒內部有差排互鎖的效應，充滿脆性碳化物的晶界似乎更容易造成應力集中的趨勢；另外一方面，由於晶界 κ 碳化物的析出消耗了絕大部分鄰近晶界所存有的碳成分，因此晶粒內部 κ' 碳化物的含量又大大的減少了。進而造成合金的延性和強度大大的降低，影響其機械性質。

近年來，為了改善鐵鋁錳碳合金強度和抗腐蝕性，可藉由添加鉬及鈦達到此目標。目前已有學者研究指出，在鐵-6.6Al-24.6Mn-3.1Mo-1C 合金中，其淬火狀態下為肥粒鐵和沃斯田鐵雙相，當在 $550^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C}$ 作時效處理，發現在肥粒鐵和沃斯田鐵內有 M_2C 和 M_6C 兩種碳化物析出；然而，有關添加鈦對鐵鋁錳碳合金相變化影響之論文卻很少；因此，本實驗設計就 Fe-8.5Al-30Mn-5Ti-1.5C 合金相變化加以探討。

實驗步驟

(一)鑄造試片

本實驗所使用合金成分為：鐵-8.5 wt%Al-30 wt%Mn-5 wt% Ti-1.5 wt%C，利用電解鐵 (99.5%)、電解鋁 (99.7%)、電解錳 (99.9%)、鈦鐵 (63%)和碳粉在高週波爐中熔鍊鑄造。隨後在高溫爐中進行 1200⁰C 均質化熱處理 6 小時，目的為使鋼胚中成分均勻。

(二)軋延試片

先將熔煉鑄造好及均質過後的鋼胚，於 950⁰C 溫度加熱後熱軋至 2mm 試片。並切割成約 1.5cm X 1.5cm 大小之正方形試片，隨後在真空爐管中進行 1150⁰C 固溶熱處理 1 小時後迅速淬火至室溫水中。再依實驗設計作不同的時效熱處理條件。分別為 550⁰C、6 小時；650⁰C、6 小時；850⁰C、3 小時；850⁰C、6 小時；950⁰C、3 小時，此後進行材料微觀結構的觀察及分析。

(三)光學顯微鏡(OM)分析試片

首先先把試片切成約 1.5cm X 1.5cm 大小之正方形試片，冷鑲埋後依序以 80、220、400、800、1000、1500、2000 號之水砂紙研磨，然後以 0.3 μ 、0.05 μ 氧化鋁粉拋光，最後以體積比 5%硝酸腐蝕液蝕刻，即可在光學顯微鏡下觀察及分析。

(四)掃描式電子顯微鏡(SEM)分析試片

首先先把試片切成約 1.5cm X 1.5cm 大小之正方形試片，冷鑲埋後依序以 80、220、400、800、1000、1500、2000、2400 號之水砂紙研磨，然後以 0.3 μ 、0.05 μ 氧化鋁粉拋光，最後以體積比 5%硝酸腐蝕液蝕刻約 1 分鐘，然後利用掃描式電子顯微鏡(JEOL-6500，15KV)下做表面觀察及利用 EDS 作各存在相之成分分析。

(五)穿透式電子顯微鏡(TEM)分析試片

穿透式電子顯微鏡的試片是以 double-jet 電子拋光機來製備，使用 30%醋酸、60%乙醇、10%過氧酸為腐蝕液，拋光藉由液態氮控制溫度在 -10°C 到 -15°C 之間，電流強度大約在 1.5×10^4 到 $2.0 \times 10^4 \text{ A/m}^2$ 之間。試片製作完成後，利用 JEOL-2000FX 掃描及穿透式電子顯微鏡(STEM)觀察及分析其微觀結構。

結 果

圖 1 為試片經 1150^oC 固溶熱處理 1 小時並淬火後所得的掃描式電子顯微鏡照片，明顯的可看出大量的立方狀(cuboid)析出物存在於沃斯田鐵相中，及針狀(needle-like)析出物存在於肥粒鐵相中。圖 2(a) 為沃斯田鐵基地區域之掃描式電子顯微鏡(SEM)放大照片，可看到立方析出物在沃斯田鐵內基地析出，為進一步觀察，進行了穿透式電子顯微鏡分析。圖 2(b)為立方狀(cuboid)析出物在穿透式電子顯微鏡下之明視野(Bright-field)照片；圖 2(c)及圖 2(d)分別取自圖 2(a)標示 A 區域的基地擇區繞射圖(Selection-area diffraction pattern, SADP)，其極軸方向分別為[001]和[011]。由圖 2(c)和圖 2(d)可知基地為單純面心立方結構的沃斯田鐵相。圖 2(e)及圖 2(f)則為取自圖 2(a)之立方狀(cuboid)析出物之擇區繞射圖，其極軸方向分別為[001]和[011]，由圖 2(e)和圖 2(f)之擇區繞射圖分析可知，立方狀(cuboid)析出物為立方結構之 TiC 碳化物^[44]，其晶格常數為 0.441nm。由上述結果可知，在固溶熱處理下，其沃斯田鐵相基地內含有 TiC 存在。 圖 3(a)為圖 1 中針狀結構區域之掃描式電子顯微鏡局部放大照片，可明顯看出沿著晶粒邊界有無析出區

(Precipitation Free Zone)的存在，另外也亦可觀察到少數的針狀析出物存在於晶界上，並分別將 PFZ 區標為 D，針狀析出物標為 X。圖 3(b)為針狀析出物在穿透式電子顯微鏡下之明視野(Bright-field)照片。由照片中可看出有許多針狀析出物存在於基地內；圖 3(c)及圖 3(d)為取自圖 3(a)標示 D 區域之擇區繞射圖，其極軸分別為 $[001]$ 和 $[011]$ ；由圖 3(c)和圖 3(d)分析可知，擇區繞射圖的繞射點除了無序的肥粒鐵相外，也包含了析出物所引起的超晶格繞射點，如 $(11\bar{1})$ 、 (200) 、 $(22\bar{2})$ 等，經超晶格繞射點分析此析出物具有有序的面心立方 $D0_3$ 結構，且 $D0_3$ 和肥粒鐵基地存在著 $(002)_{D0_3} // (002)_\alpha$ 和 $(110)_{D0_3} // (110)_\alpha$ 平行方向關係；圖 3(e)為 $(11\bar{1})D0_3$ 穿透式電子顯微鏡暗視野(Dark-field)照片，因為其 SADP 皆由 $D0_3$ 相構成，所以可推論出，在肥粒鐵中發現細小的 $D0_3$ ，是在淬火過程中經由連續的有序轉變而來。

圖 4(a)至 4(d)分別為取自圖 2 和圖 3 中標示 A、C、D 和 X 的 X 光能量散佈分析儀(EDS)分析圖。詳細成份結果可參考表一；圖中可明顯看到 Fe、Al、Mn 和 Ti 的 peaks，因 EDS 僅能分析原子序 11 以上之元素，所以無法以 EDS 分析碳(原子序為 6)元素含量；圖 4(a)為圖 2(a)中標示為 A 區域之沃斯田鐵基地之 X 光能量散佈分析儀(EDS)

的圖譜，由結果可知，Ti 和 C 親和力強，故鈦幾乎以 TiC 形式存在，因而鈦在沃斯田鐵基地之含量甚少，而錳為沃斯田鐵結構的穩定元素，因此在沃斯田鐵具有較高之錳含量；圖 4(b)為圖 2(a)中標示為 C 之 TiC 成分分析結果，可明顯看出 Ti 的成分極高，且固溶在 TiC 碳化物中的鐵、鋁和錳含量甚少；圖 4(c)為圖 3(a)中標示為 D 區域之 $D0_3$ 成分分析圖譜，可由 EDS 分析結果看出其成分特性為高鋁低錳，這和之前相關學者研究結果吻合；此外，Ti 在 $D0_3$ 相中濃度微乎其微。圖 4(d)為圖 3(a)中標示為 X 之 X 相 EDS 成分分析結果，較特別的是，其鋁含量特別高，而錳含量特別低，此相在鐵鋁錳合金系統相關文獻中尚未發現過。根據上述之分析結果可知，當 5%鈦添加在鐵-8.5 wt%Al-30 wt%Mn-1.5 wt%C 合金中，其固溶熱處理條件下的顯微結構為 $(\gamma + TiC) + (\alpha + D0_3 + X\text{-phase})$ 。

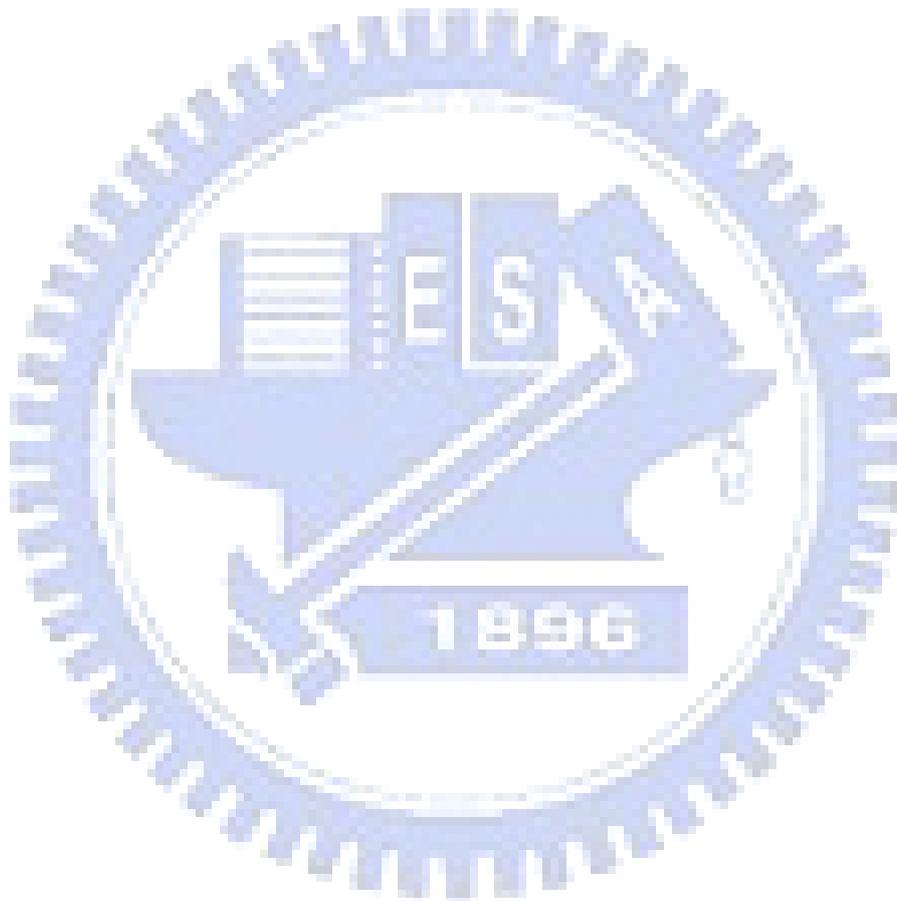
圖 5(a)為合金在 550°C 、6 小時時效處理之掃描式電子顯微鏡照片，由圖中可看出在肥粒鐵相中針狀析出物(X-phase)逐漸消失，並轉換成另一新相在肥粒鐵基地生成；圖 5(b)為圖 5(a)局部放大之 SEM 照片，可清楚發現到肥粒鐵基地內之針狀析出物逐漸消失，且無析出區也逐漸消失，而在肥粒鐵基地內和晶界上開始有另外一種顆粒狀析出物產生；圖 5(c)和圖 5(d)為取自圖 5(b)中一顆析出物之擇區繞射

圖，極軸分別為 $[001]$ 和 $[011]$ ；經由 SADPs 分析可知此析出物為 $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物 (κ' -carbide)，此析出物具有 $L'1_2$ 結構；圖 5(e) 為取自肥粒鐵基地之擇區繞射圖，極軸為 $[011]$ ，由 SADP 可知其相為肥粒鐵和 D0_3 相之混合為。圖 5(f) 為 $(11\bar{1})$ D0_3 暗視野圖，發現此時的 D0_3 和固溶熱處理下所發現的 D0_3 有著大小的不同，也就是 D0_3 逐漸成長粗大。因此 550°C 為 D0_3 相存在溫度。由上述結果，可知合金在 550°C 時效處理後，其顯微結構為 $(\gamma + \text{TiC}) + (\alpha + \text{D0}_3 + \kappa' + \text{X})$ 。

圖 6(a) 為合金在 850°C 時效處理 3 小時後之掃描式電子顯微鏡照片，從圖中發現到，在肥粒鐵基地中，幾乎所有針狀析出物逐漸消失，並形成 κ' 相在基地中析出，且晶界上也有粗大的 κ' - $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物析出；圖 6(b) 為圖 6(a) 局部放大之 SEM 照片，可觀察到沃斯田鐵基地中的 TiC 量相較於固溶下量較多；圖 7(a) 為合金在 850°C 時效處理 6 小時之掃描式電子顯微鏡照片，發現到所有在肥粒鐵相中的針狀析出物已完全消失，且其形狀也由針狀逐漸變成圓球狀；圖 7(b) 為圖 7(a) 局部放大之 SEM 圖，更可清楚觀察到此現象。由上述結果可知，鐵-鋁-錳-鈦-碳在 850°C 時，顯微結構為 $\gamma + \text{TiC} + \alpha + \kappa$ 。

圖 8(a) 為合金在 950°C 時效處理 3 小時之掃描式電子顯微鏡照片，其顯微結構與 850°C 熱處理條件下相似，沃斯田鐵相中 TiC 量持

續變多，並成長粗大，而在肥粒鐵基地內之針狀析出物已完全消失；
圖 8(b)為圖 8(a)局部放大之 SEM 照片，可觀察到沃斯田鐵相中 TiC
量持續變多，及在 γ / α 和 γ / γ 晶界及肥粒鐵基地中之 κ
-(Fe, Mn)₃AlC 碳化物也逐漸增多。



討 論

依據先前學者研究可知，合金成分範圍在鐵-(4.9~11)wt% 鋁-(28~35)wt% 錳-(0.5~1.5)wt% 碳的沃斯田鐵型鐵鋁錳碳合金，經固溶熱處理後顯微結構為具有退火雙晶的單一沃斯田鐵相。本實驗卻發現在鐵-8.5wt%鋁-30wt%錳-1.5wt%碳合金中添加 5wt% 鈦，卻造成基地變為沃斯田鐵和肥粒鐵的雙相組織。此可能起因於 5wt%鈦添加，鈦元素和碳元素親和力強，進而造成鈦元素在固溶處理溫度時極易和碳元素形成 TiC 碳化物，因此合金內基地的碳元素含量急速下降；另外，碳為沃斯田鐵相的穩定元素，因此，在固溶處理溫度時。有大量 TiC 碳化物形成，而造成基地的碳濃度不足，使得基地理應為單一沃斯田鐵相轉變成沃斯田鐵和肥粒鐵之雙相結構。

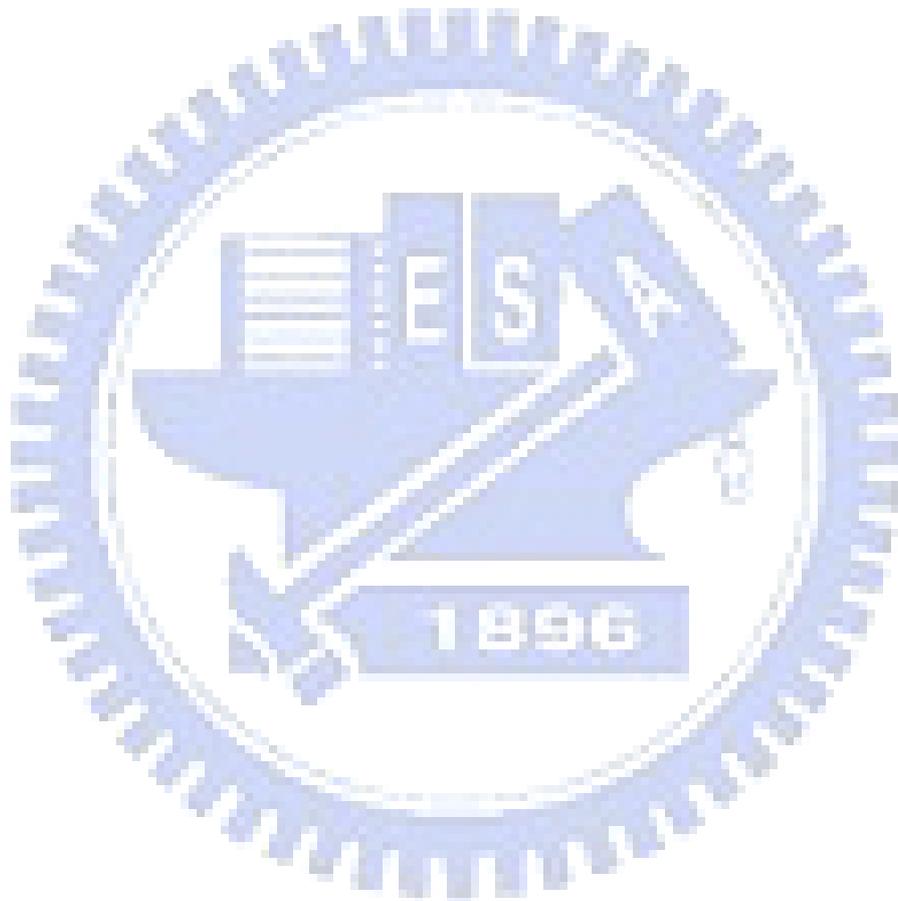
由先前研究可知，當鐵鋁錳碳合金在 500⁰C~850⁰C 時效處理後可發現細小的 κ' -(Fe, Mn)₃AlC 碳化物，沿著<100>的方向在沃斯田鐵基地內整合性析出，此 κ' 碳化物為擁有 L'1₂結構；本實驗卻發現當在鐵鋁錳碳合金中添加 5wt%鈦時，卻無 κ' 碳化物在沃斯田鐵基地中析出，反而是以形成立方狀 TiC 碳化物大量的在沃斯田鐵基地內析出。此表示即使在 500⁰C~950⁰C 間，鈦對碳之親合力遠大於鐵和錳，所以

此合金在時效處理時，在沃斯田鐵基地內傾向於大量 TiC 碳化物之形成，因此，造成碳濃度不足，無法形成 $\kappa'-(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物。而在淬火下，在肥粒鐵基地內鈦含量少，故在時效處理時，會有 $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物形成，而在 $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物中鈦之含量微乎其微。

根據圖 2(b)和圖 2(d)及圖 2(c)和圖 2(e)穿透式電子顯微鏡擇區繞射圖分析可知，TiC 為立方晶系，和沃斯田鐵母相有著立方對立方的關係，且整合性於沃斯田鐵中析出，其與沃斯田鐵母相間存在方向平行的關係，分別為 $(100)_{\text{TiC}}// (100)_{\gamma}$ 和 $(110)_{\text{TiC}}// (110)_{\gamma}$ ；另外，因為 TiC 熔點高，所以當鐵鋁錳鈦碳合金在 950°C 高溫時效處理，仍可發現 TiC 存在於沃斯田鐵相基地內。

在鐵鋁合金系統中，在淬火狀態下要得到 Fe_3Al 的 D0_3 結構，其鋁含量必須大於 14 wt%(25 at%)，才有可能發生；然而，5 wt%鈦元素添加在鐵鋁錳碳合金中時，由圖 4(c)可知，在此合金中之 D0_3 相的鋁含量為 11 wt%，明顯低於鐵鋁合金系統中的 D0_3 所需要的鋁含量；因此，可推論出，由於 5 wt%鈦添加到鐵鋁錳碳合金中，造成 D0_3 相區所存在的區域範圍擴大甚多。因此，可以在淬火或 550°C 時效處理發現了 D0_3 相的存在。

在本合金所發現細小的針狀析出物，在相關鐵鋁錳碳研究中尚未被其他學者所發現；此析出物之結構十分複雜，因此，此析出物仍需進一步利用 TEM 鑑定分析。



結 論

我們利用掃描式電子顯微鏡(SEM)、穿透式電子顯微鏡(TEM)以及X光能量散佈分析儀(EDS)所觀察 Fe-30Mn-8.5Al-5Ti-1.5C 合金的相變化，目前初步結果如下所示：

1. 合金在固溶處理並淬火後，具有沃斯田鐵相和肥粒鐵相雙相共存的結構。在沃斯田鐵基地內有大量立方狀的 TiC 碳化物存在；在肥粒鐵基地內有固溶處理所產生的 $D0_3$ 和針狀的析出物(X相)。
2. 在 550°C 時效處理，在沃斯田鐵基地內 TiC 量增多，而在肥粒鐵基地內針狀的 X 相開始逐漸的消失，並轉變成 $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物在基地內析出。且 $D0_3$ 在此時效溫度下逐漸成長。
3. 在 850°C 時效處理，肥粒鐵基地內針狀 X 相消失的速度更快且 $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$ 碳化物量變多，沃斯田鐵內的 TiC 量比在固溶處理下多。並在 γ/γ 和 γ/α 晶界上析出了 K 相。
4. X 相，在鐵鋁錳碳合金的研究中，並未被其他學者發現與探討。希望能夠再進一步利用穿透式電子顯微鏡分析鑑定出其結構。

參考文獻

- [1] K. H. Han, J. C. Yoon, W. K. Choo, Scripta Metall. 20 (1996) 33.
- [2] K. Sato, K. Tagawa, Y. Inoue, Scripta Metall. 22 (1988) 899.
- [3] C. N. Hwang, T. F. Liu, Scripta Mater. 36 (1997) 853.
- [4] C. N. Hwang, C. Y. Chao, T. F. Liu, Scripta Metall. 28 (1993) 263.
- [5] C.Y. Chao, C. N. Hwang T. F. Liu, Scripta Metall. 28 (1993) 109.
- [6] W. K. Choo, J. H. Kim, J. C. Yoon, Acta Mater. 45 (1997) 4877.
- [7] I. S. Kalashnikov, O. Ayselrad, A. Shalkevich, J. Mater. Processing Technology. 136 (2003) 72.
- [8] G. S. Krivonogov, M. F. Alekseyenko, G. G. Solov'yeva, Fiz. Metal. mtalloed. 39 (1975) 86.
- [9] K. Sato, K. Tagawa, Y. Inoue, Metal. Trans. A 21 (1995) 5.
- [10] K. Ishida, H. Othani, N. Satoh, R. Kainuma, T. Nishizawa, ISIJ international 30 (1990) 680.
- [11] Y. Kimura, K. Handa, K. Hayashi, Y. Mishima, Intermetallics 12 (2004) 607.

- [12] Y. Kimura, K. Hayashi, K. Handa, Y. Mishima, Mater. Sci. Eng. A 329-331 (2002) 680.
- [13] L. I. Lysak, M. F. alekseyenko, A. G. Drachinskaya, N. A. Storchak and G. S. Krivonogov, Metallofizika, 59 (1975) 29.
- [14] T. F. Liu and C. M. Wan, Strength Met Alloys. 1 (1986) 423.
- [15] C. M. Wan, J. G. Byrne , Acta Mater. 40 (1992) 3407.
- [16] K. Sato, K. Tagawa and Y. Inoue, Metall. Trans. A. 21A (1990) 5 .
- [17] P. J. James, J. Iron Steel Inst. Jan (1986) 54.
- [18] G. L. Kayak, Met. Sci. Heat Treat. 11(2) (1969) 95.
- [19] M. F. Alekseyenko, G. S. krivonogov, L. G. kozyreva, I. M. Kachanova and L. V. Arapove, Met. Sci. Heat Treat. 14(3-4) (1972) 187.
- [20] N. A. Storchak and A. G. Drachinskya, Phys. Met. Metallogr. 44 (1977) 123.
- [21] A. Inoue, Y. Kojima, T. Minemura and T. Masumoto, Metall. Trans A. 12A (1981) 245.
- [22] J. Charles, A. Berghezan, A. Lutts and P.L. Dancoisne, Met. Prog. (1981) 71.

- [23] J. C. Garcia, N. Rosas and R. J. Rioja, *Met. Prog.* (1982) 47.
- [24] R. Wang and F. H. Beck, *Met. Prog.* (1983) 72.
- [25] W. K. Choo and K. H. Han, *Metall. Trans. A.* 14A (1983) P973.
- [26] Z. Sun, H. A. Davies and J. A. Whiteman, *Metal Sci.* 18 (1984) 59.
- [27] H. W. Leavenworth, Jr. and J. C. BenZ: *J. Met.* (1985) 36.
- [28] W. K. Choo and K. H. Han, *Metall. Trans. A.* 16A (1985) 5.
- [29] Han, J. C. Yoon and W. K. Choo, *Scripta Metall.* 20 (1986) 33.
- [30] W. K. Choo, D.E. Laughlin, *Scripta Metall.* 22 (1988) 1873.
- [31] Krzanowski, *Metall. Trans. A.* 19A (1988) 1873.
- [32] D. J. Alexander etc, *Material science and engineering A.* 109 (1988) 276.
- [33] W. K. Choo and K. H. Han, *Metall. Trans. A.* 20A (1989) 205.
- [34] K. Sato, K. Tagawa and Y. Inoue, *Mater. Sci. Eng A.* 111(1989) 45.
- [35] T. F. Liu, S. W. Peng, Y. L. Lin and C. C. Wu, *metall. Trans A.* 21A (1990) 567.
- [36] T.F. Liu, J. S. Chou and C. C. Wu, *Metall. Trans. A.* 21A (1990)

1891.

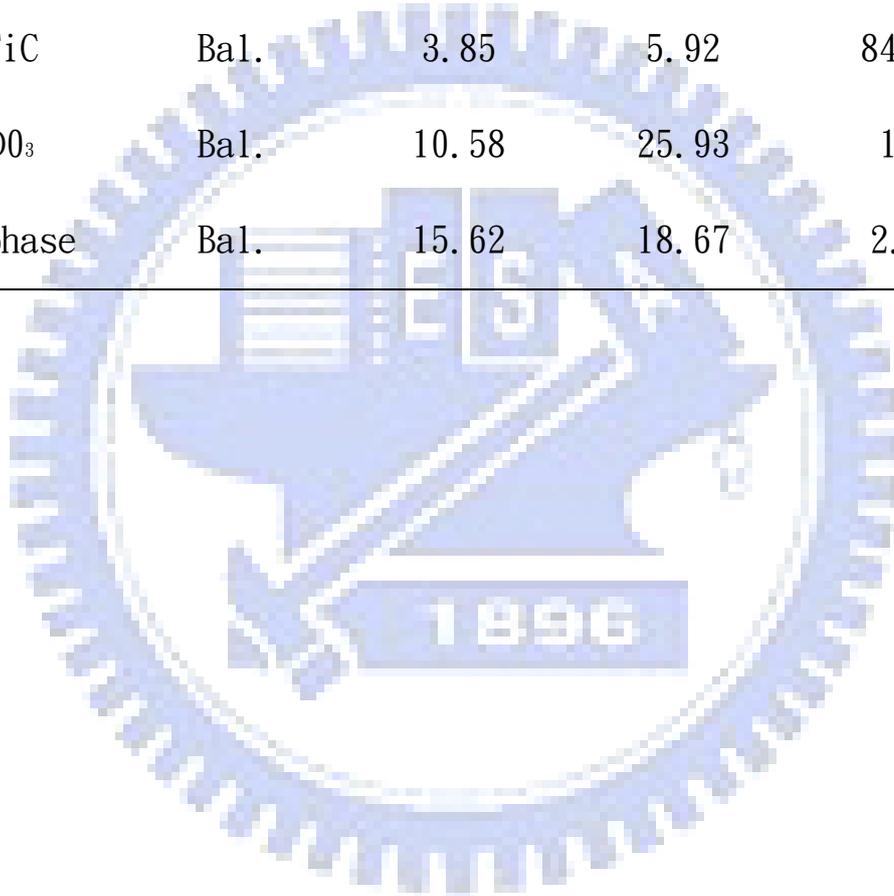
- [37] C. Y. Chao and T. F. Liu, Scripta Metall. 25 (1991) 1623.
- [38] J. H. Han, Acta Metall. 39 (1991) 2169-2173.
- [39] S. W. Peng and C. P. Chou, Scripta Metall. 27 (1992) 1173.
- [40] S. W. Peng and C. P. Chou, Scripta Metall., 26, 243, (1992).
- [41] Dingqiang Li etc, Materials science and engineering A. 249 (1998) 206-216.
- [42] Lixin Pang and K. S. Kumar, Intermetallics. 8P (2000) 157-163.
- [43] M. Karlik etc, Material Science and Engineering A. 289 (2000) 182-188.
- [44] Phase transformation in Fe-9Al-30Mn-(1,2)Ti-1C alloys, 蘇雅屏 2003

表格 一

X 光能量散佈分析儀成分分析結果

單位：wt%

	Fe	Al	Mn	Ti
γ matrix	Bal.	7.85	32.42	1.68
TiC	Bal.	3.85	5.92	84.65
D0 ₃	Bal.	10.58	25.93	1.6
X-phase	Bal.	15.62	18.67	2.45



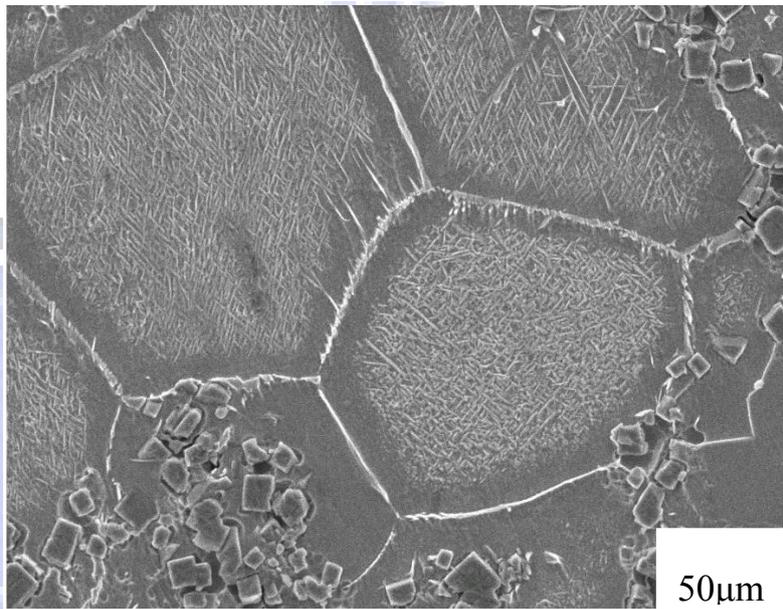


圖 1

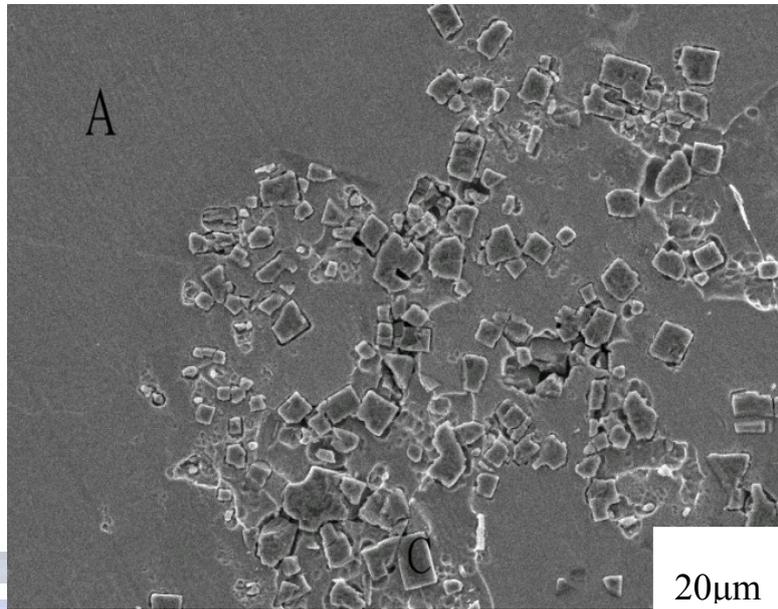


圖 2(a)

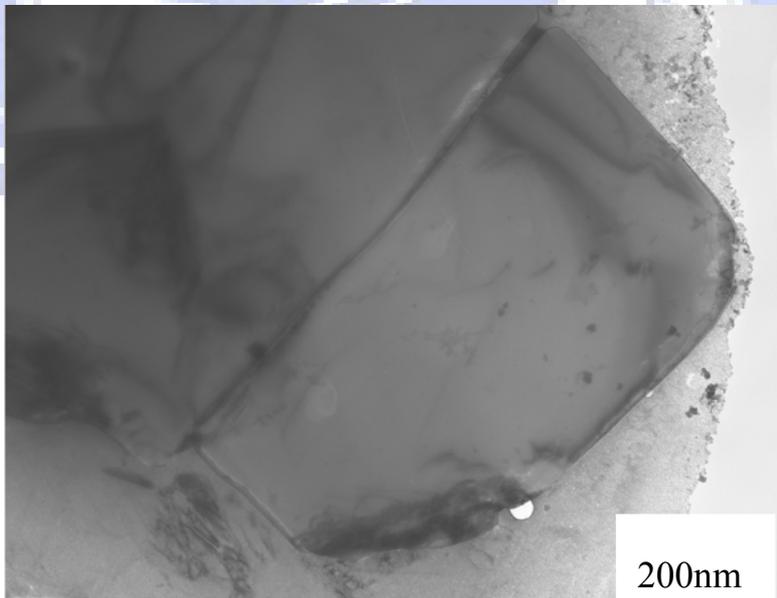


圖 2(b)

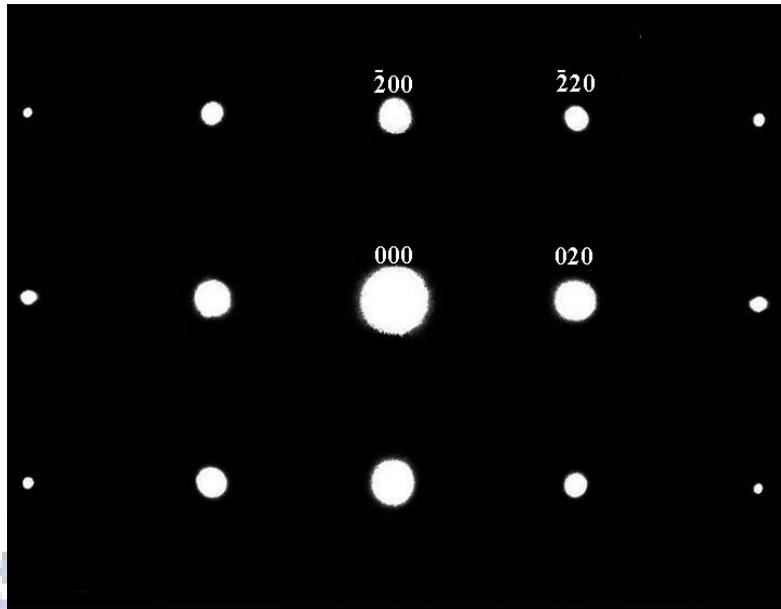


圖 2(c)

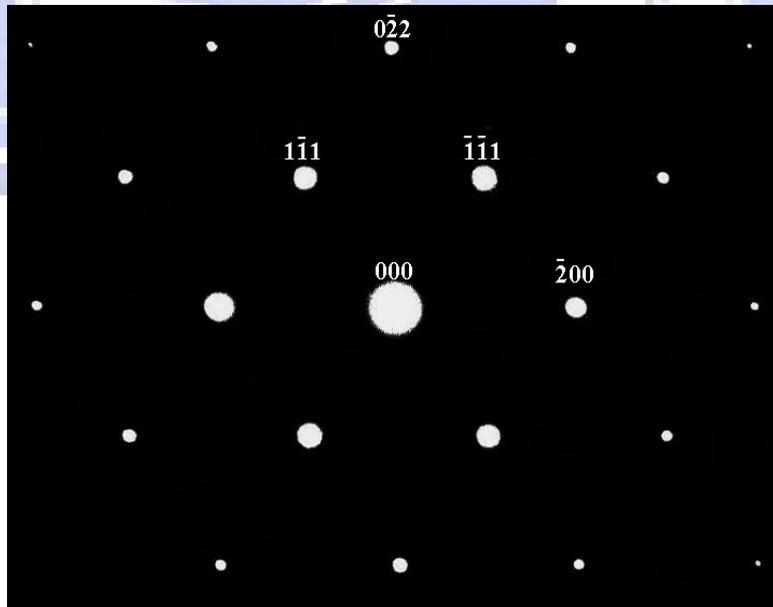


圖 2(d)

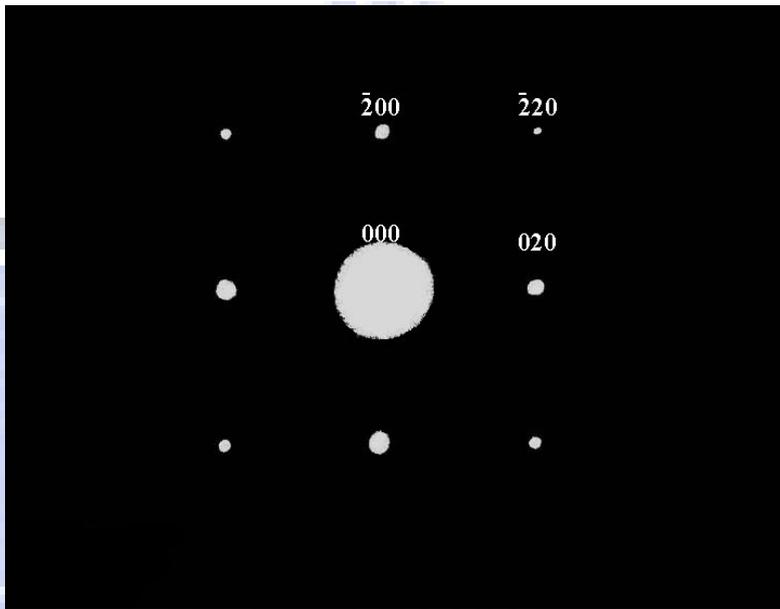


圖 2(e)

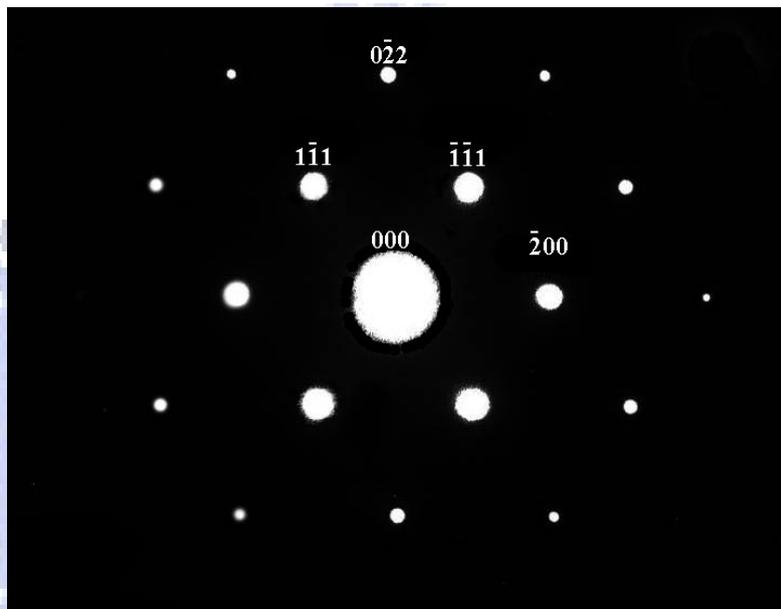


圖 2(f)

圖 2(a)：沃斯田鐵基地掃描式電子顯微鏡(SEM)放大照片，(b)為沃斯田鐵基地內之 cuboid 狀 TiC 穿透式電子顯微鏡明視野照片(c)及(d)：分別為取自圖 2(a)標示 A 區域的基地擇區繞射圖，極軸方向分別為 $[001]$ 和 $[011]$ ，(e)及(f)：取自圖 2(a)之 cuboid 析出物之擇區繞射圖，極軸方向分別為 $[001]$ 和 $[011]$ 。

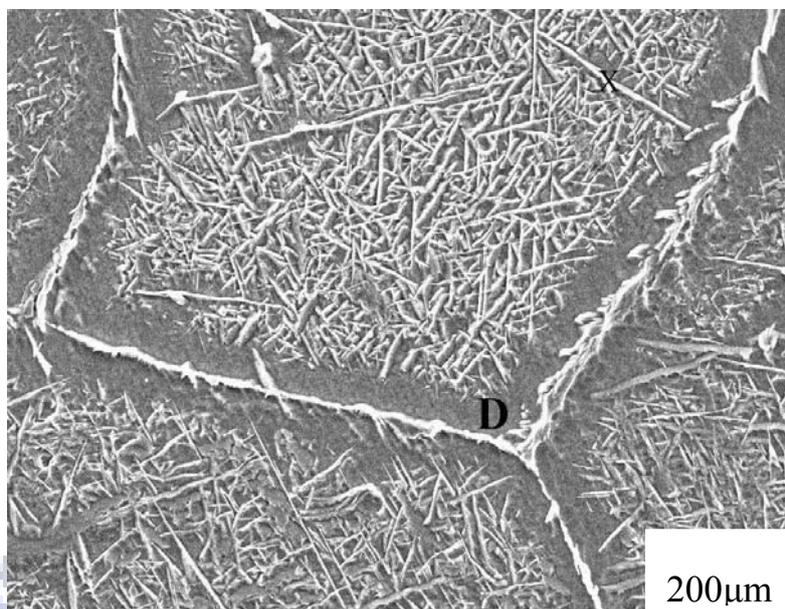


圖 3(a)

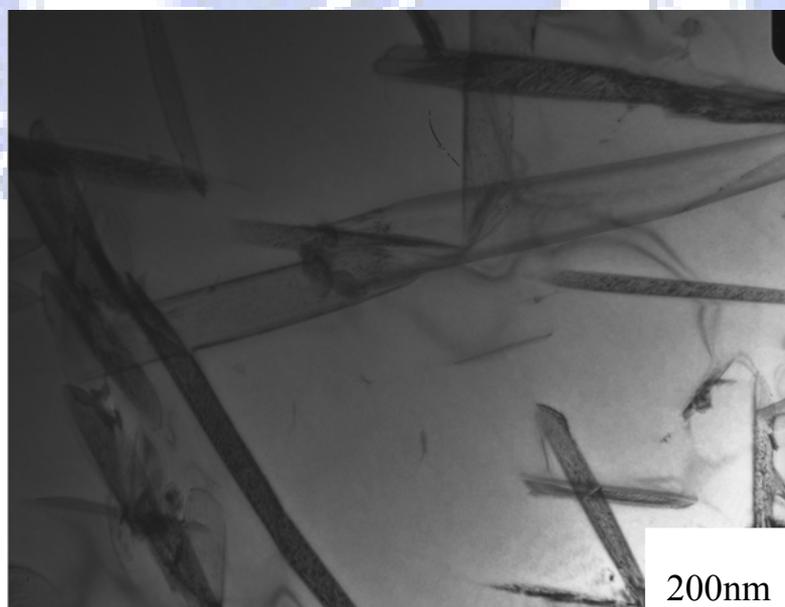


圖 3(b)

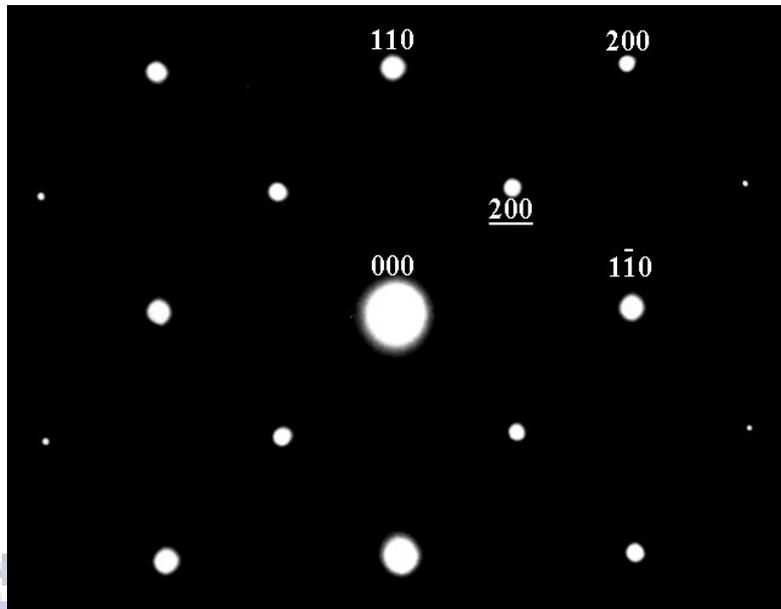


圖 3(c)

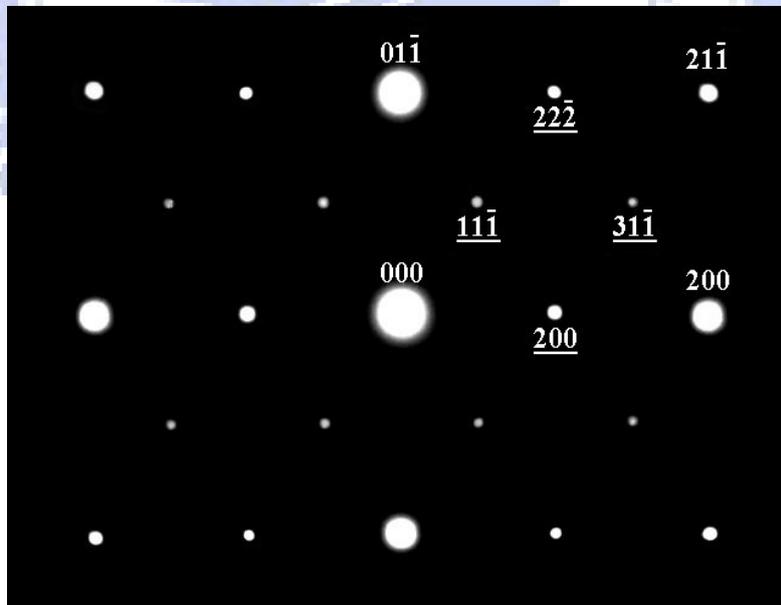


圖 3(d)

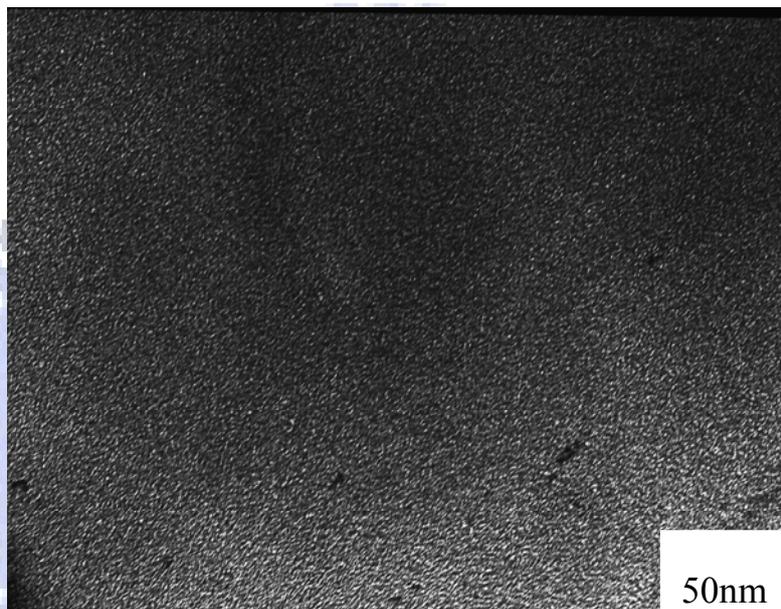


圖 3(e)

圖 3(a)：圖 1 中針狀結構區域之掃描式電子顯微鏡照片，(b)：針狀析出物 TEM 明視野照片，(c)及(d)：取自圖 3(a)標示 D 區域之 SADPs，極軸分別為 $[001]$ 和 $[011]$ (hkl ：ferrite； \underline{hkl} ： $D0_3$)，(e)： $(11\bar{1}) D0_3$ 暗視野照片。

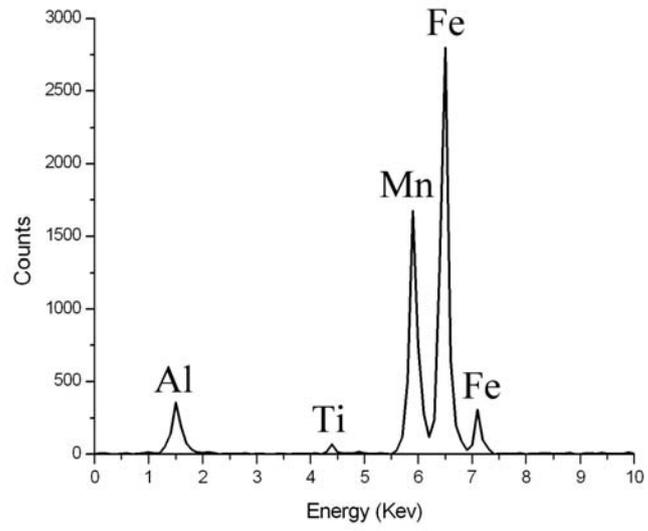


圖 4(a)

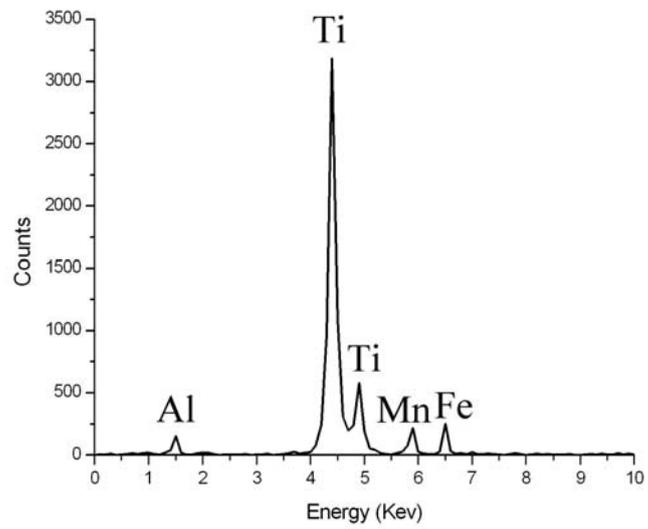


圖 4(b)

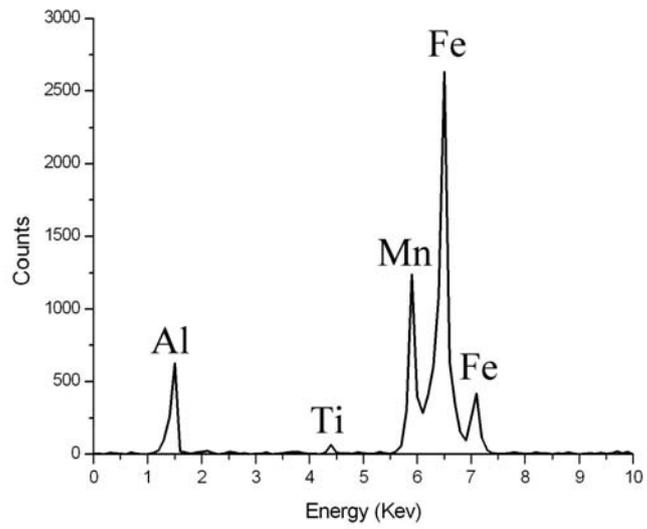


圖 4(c)

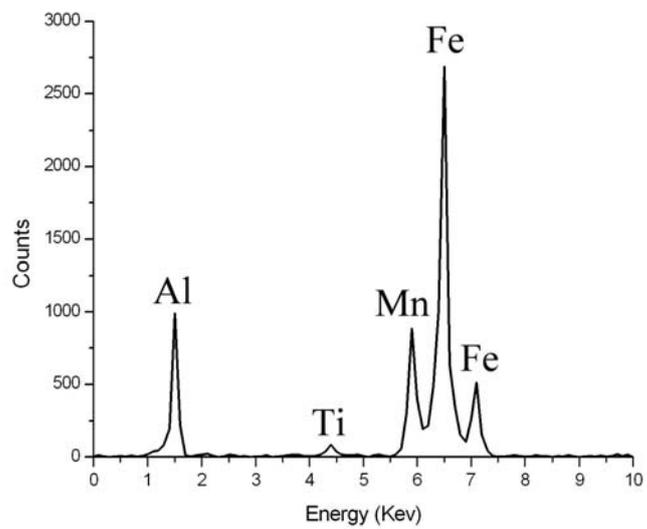


圖 4(d)

圖 4 : EDS 圖譜取自 (a) 沃斯田鐵, (b) TiC, (c) D0₃, (d) X-phase。

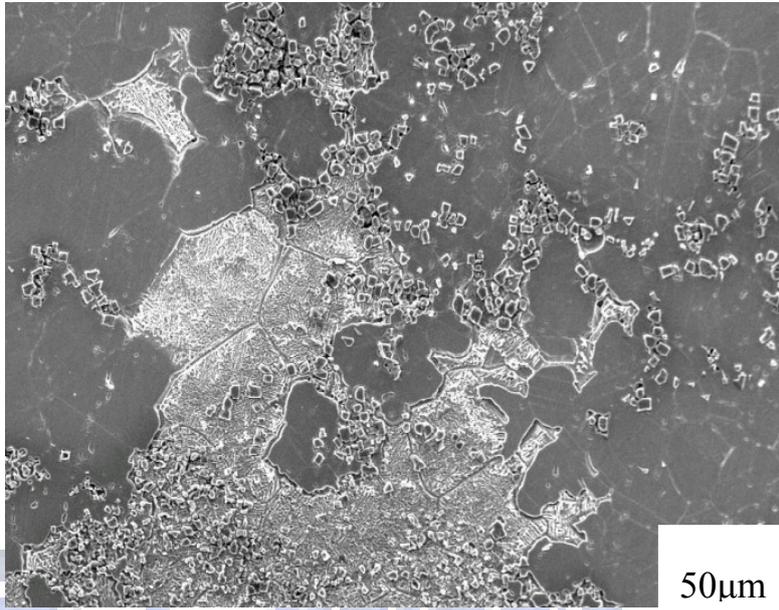


圖 5(a)

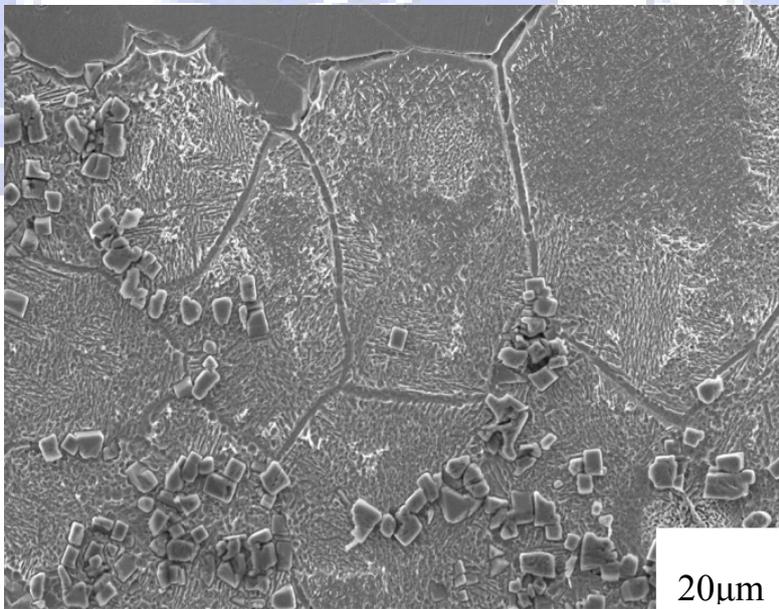


圖 5(b)

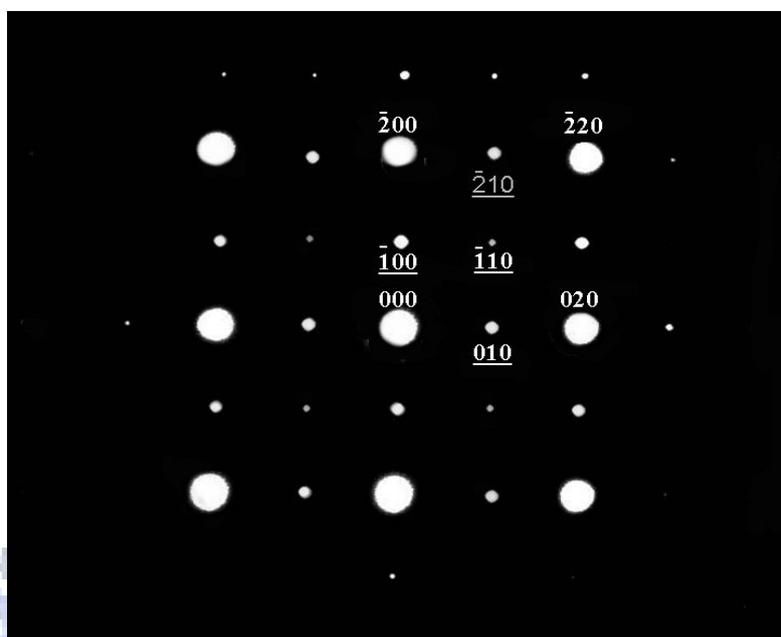


圖 5(c)

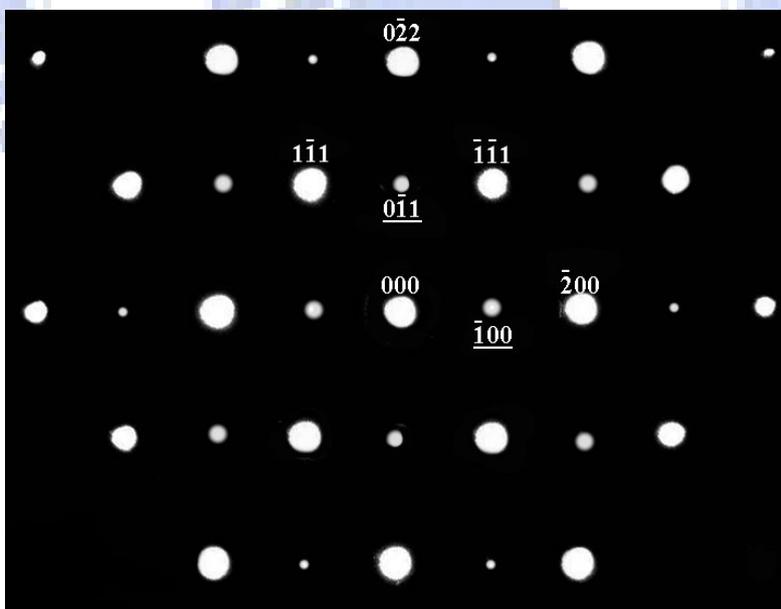


圖 5(d)

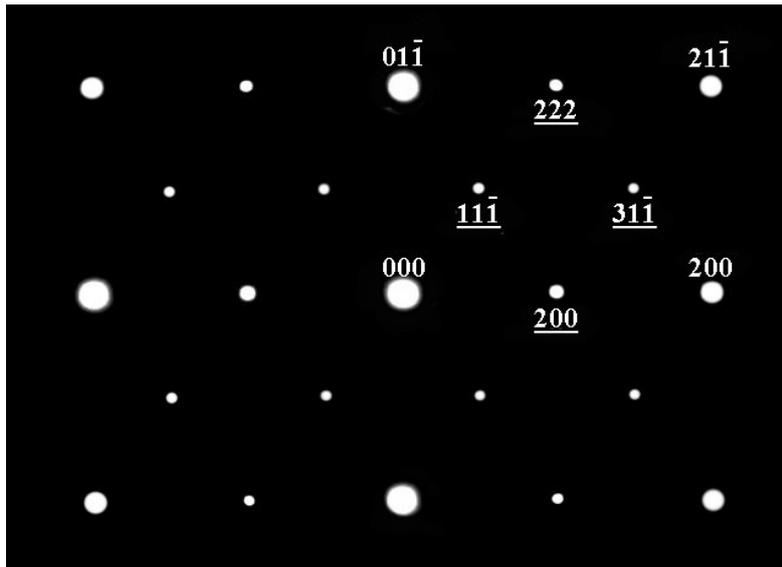


圖 5(e)

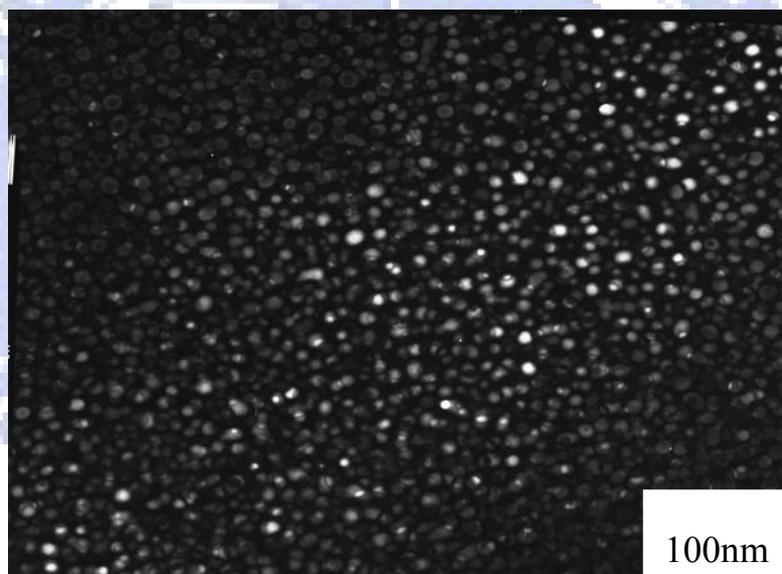


圖 5(f)

圖 5(a)：合金經在 550°C 時效處理 SEM 照片，(b)：圖 5(a)局部放大 SEM 照片，(c)及(d)取自圖 5(b)中一顆析出物 SADPs，極軸分別為 $[001]$ 和 $[011]$ ，(e)：取自肥粒鐵基地之 SADP，極軸為 $[011]$ ($hk1$ ：肥粒鐵； $hk1$ ： D_0_3)，(f) D_0_3 之 $(11\bar{1})$ 暗視野照片。

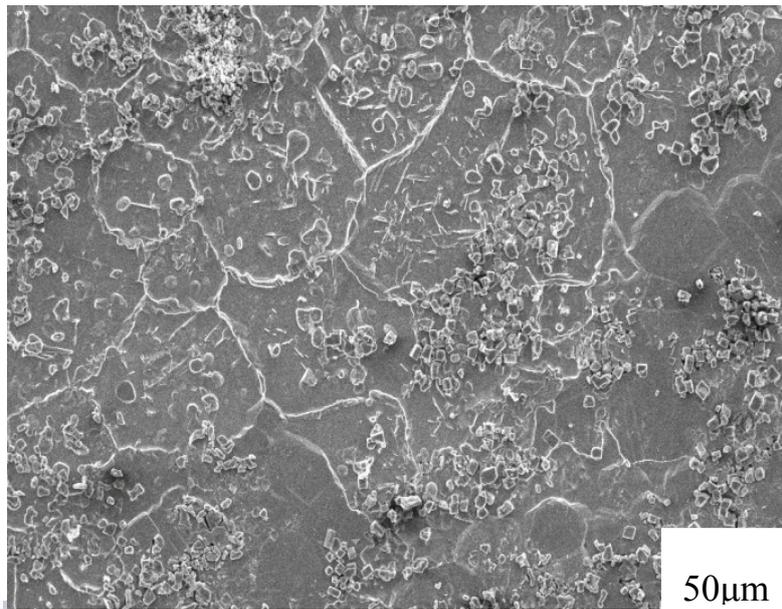


圖 6(a)

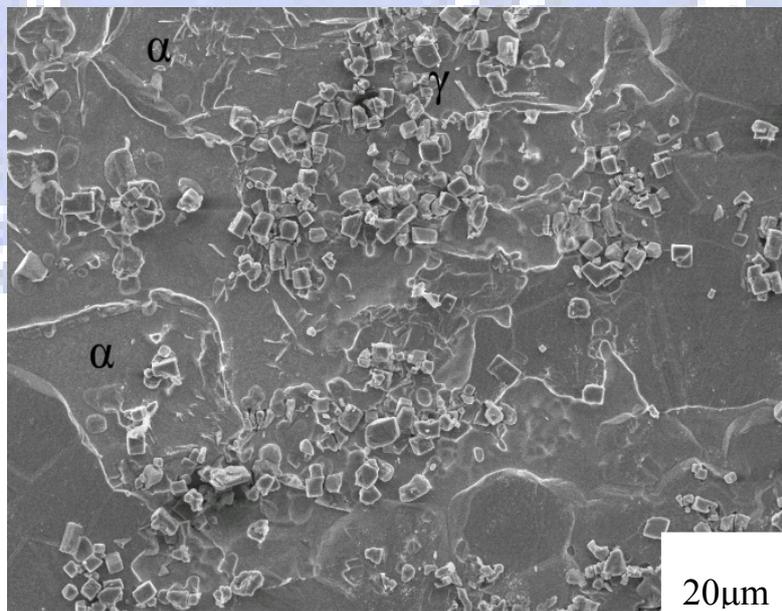


圖 6(b)

圖 6(a)：合金在 850°C 時效處理 3 小時之 SEM 照片，(b)：(a) 局部放大之 SEM 照片。

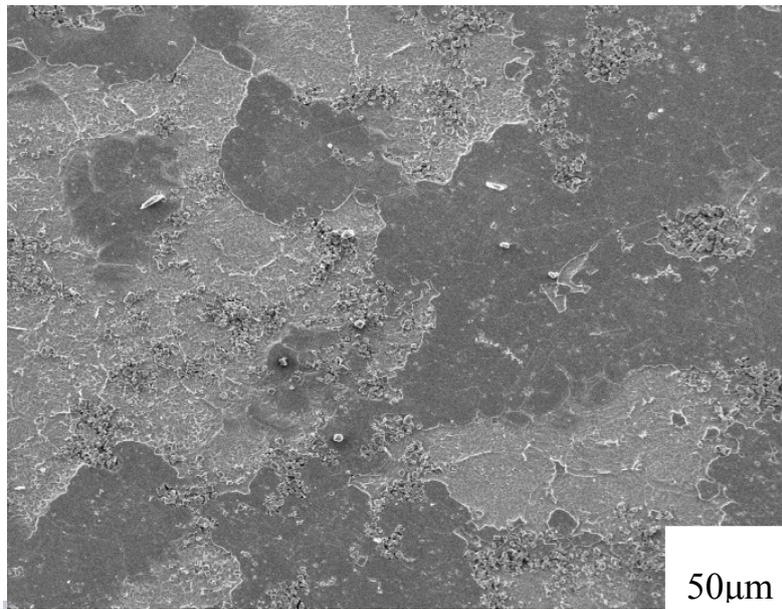


圖 7(a)

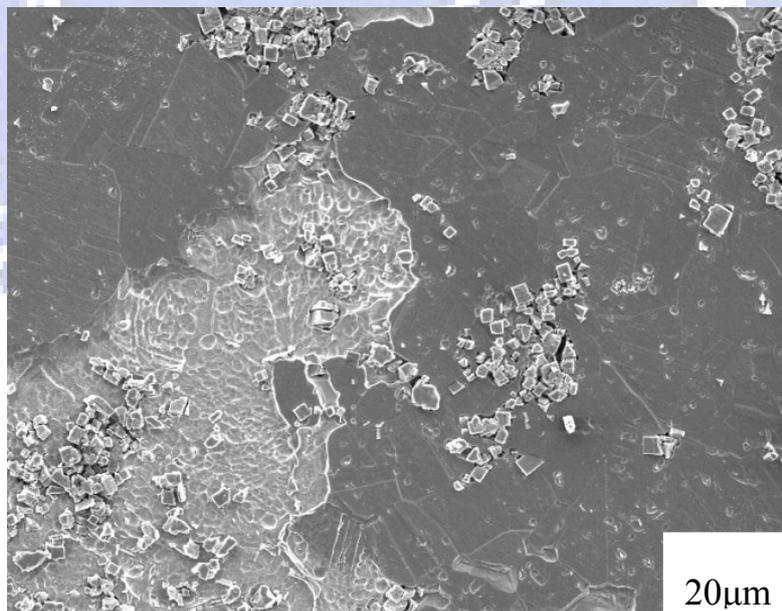


圖 7(b)

圖 7(a)：合金在 850⁰C 時效處理 6 小時之 SEM 照片，(b)：(a)局部放大之 SEM 照片。

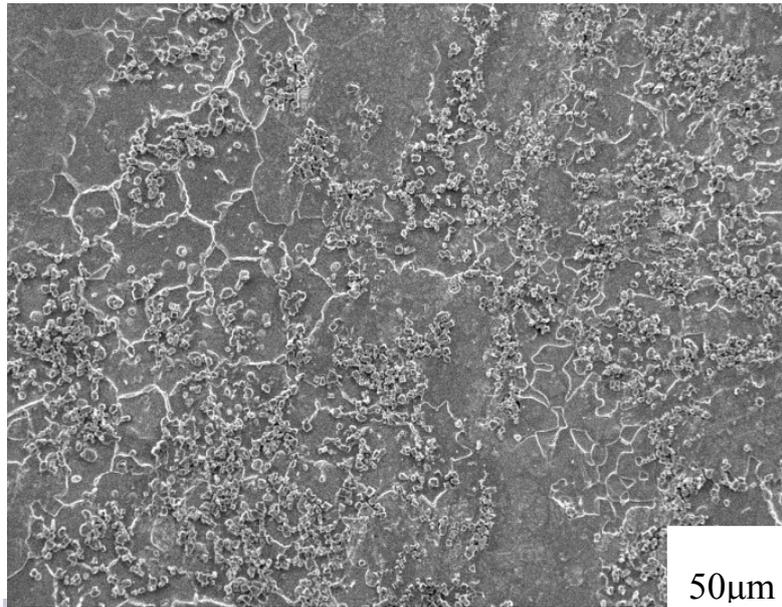


圖 8(a)

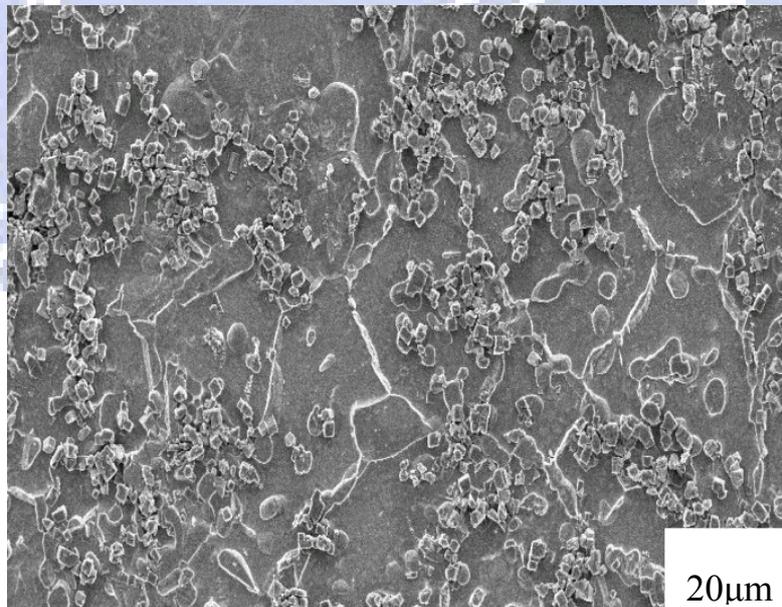


圖 8(b)

圖 8(a)：合金在 950⁰C 時效處理 3 小時之 SEM 照片，(b)：圖 8(a)局部放大 SEM 照片。