

# 雙相區沃斯回火延性鑄鐵之顯微結構研究

## Microstructures of Austempered Ductile Iron Austenitized in the Intercritical Region

陳貞光<sup>1\*</sup> 劉沖明<sup>2</sup> 陳碧亭<sup>1</sup> 蔡睿紳<sup>1</sup>

J.K.Chen, C.M.Liu, B.T.Chen, J.S.Tsai

<sup>1</sup>國立台北科技大學材料科學與工程研究所

<sup>2</sup>龍華科技大學化工與材料工程系

本研究採用商用 FCD700 鑄鐵母材以 775~900°C 的溫度進行雙相區沃斯田鐵化後，接著以 400°C 進行沃斯回火熱處理，觀察其對沃斯回火延性鑄鐵顯微組織及機械性質之影響。其中，以接近上臨界沃斯田鐵化溫度的 830°C，配合 400°C 的沃斯回火溫度，可獲得強度 974 MPa、16.4% 伸長率、以及 166 J 衝擊能之最佳特性，這些性質明顯高於未經熱處理延性鑄鐵之 790 MPa 強度、8% 伸長率、以及 42 J 衝擊能。此一較佳特性歸因於控制適當初析肥粒鐵量約 8% 及殘留沃斯田鐵量約 27% 於基地中。由穿透式電子顯微鏡觀察顯示，次微米沃斯肥粒鐵結構之均勻分佈，可獲得細晶強化效果；在拉伸過程中，殘留沃斯田鐵以奈米級的尺寸生成麻田散鐵組織，導致加工硬化，對於強度與延性均有相當大的貢獻，此種均勻遍佈於殘留沃斯田鐵中的奈米結構，使得在雙相區內進行沃斯回火的鑄鐵材料韌性獲得大幅提升。

**關鍵字：** 沃斯回火球墨鑄鐵、臨界溫度區間、殘留沃斯田鐵、相變態誘發塑性

The current study investigates the influences of intercritical austenitizing temperatures on microstructures and mechanical properties of austempered ductile irons. A series of intercritical austenitizing temperatures ranging from 775 to 900°C are used and austempering is performed at 400°C on a conventional FCD700 ductile iron. Experimental results show that, austenitization at 830°C gives rise to the optimum combination of strength of 974MPa, impact energy of 166 J, and 16.4% ductility. These properties are much higher than non-treated ductile iron with 790MPa strength, 42J impact energy, and 8.2% ductility. The 830°C austenitized and 400°C austempered microstructure consists of 8% proeutectoid ferrite and 27% retained austenite. The uniform distribution of refined ausferrite grains is responsible for the increase of overall strength. Furthermore, nano-size martensitic transformation induced by plastic strain is observed by TEM inside the blocky type retained austenite. The increased carbon content, adequate size and distribution of retained austenite combine to increase toughness through martensitic transformation giving rise to transformation induced plasticity (TRIP) effect.

Keywords: austempered ductile iron (ADI), intercritical region, retained austenite, transformation induced plasticity (TRIP)

### 1. 前言

沃斯回火延性鑄鐵(Austempered ductile iron, ADI)是以延性鑄鐵經沃斯回火熱處理所得。傳統的沃斯回火製程於相圖的沃斯田鐵區，約 900°C 以上的溫度進行持溫，使基地完全沃斯田鐵化，再急速降到低溫進行恆溫變態的沃斯回火，其組織由沃斯田鐵相轉變成變韌肥粒鐵及高碳穩定沃斯田鐵之結合，此混合結構與鋼材中之變韌鐵(肥粒鐵+細 Fe<sub>3</sub>C)不同，因此將其該兩相混合組織稱為沃斯肥粒鐵(ausferrite)(1)。不同沃斯回火溫度關係著最後鑄件的顯微組織與機械性質上的表現，在高溫沃斯回火(330~450°C)時，變韌肥粒鐵較為粗大，其周圍殘留大量沃斯田鐵，稱上沃斯肥粒鐵(upper ausferrite)，具有低硬度、低強度及高延性。低溫沃斯回火(250~330°C)時，形成針狀的變韌肥粒鐵，僅殘留少量沃斯田鐵於基地中，稱下沃斯肥粒鐵(lower ausferrite)，具有高硬度、高強度但低延性(2)。

沃斯回火延性鑄鐵受拉伸、軋軋、磨耗或衝擊等加工時，基地中沃斯田鐵會轉變麻田散鐵，具有類似鋼的相變態誘發塑性(Transformation Induced Plasticity, TRIP)現象產生(3)-(5)。在沃斯回火過程中，其應變硬化指數隨之變化，並與應變誘發形成麻田散鐵有關，使得 ADI 同時具有高強度和高韌性的機械特性。根據 Aranzabal 等學者(6)由 ADI 的應力應變曲線可證

實，高沃斯回火溫度(400°C)之沃斯田鐵量多且含碳量低，其誘發麻田散鐵所需的能量低，在 TRIP 過程中吸收的能量較多。而塑性變形期間影響殘留沃斯田鐵穩定性的主要因素，分別為組織中晶粒尺寸、形貌、分佈、體積分率，其中又以含碳量影響最大(7)-(9)。晶粒尺寸小與高碳含量的殘留沃斯田鐵具備較高的穩定性，須藉由應變累積誘發剪變帶或變形雙晶作為麻田散鐵相變態的成核位置；反之，對於晶粒尺寸較大、碳含量較低的殘留沃斯田鐵，可以利用疊差提供麻田散鐵相變態成核位置，也就是麻田散鐵在較小應變下即可生成(10)。

利用沃斯回火熱處理，可改善一般延性鑄鐵在強度及延韌性上的限制。ADI 雖然比一般延性鑄鐵具有較好的機械性質，但 ADI 中大量存在的殘留沃斯田鐵，受加工後變態為麻田散鐵效應顯著，造成加工困難，使後續處理時間及刀具成本增加。為改善此問題，Muehlberger 於 1986 年，提出易加工之沃斯回火延性鑄鐵(machinable ADI, MAD)製程，在基地中刻意保留較軟的初析肥粒鐵，改善加工性(11)。MADI 的沃斯田鐵化溫度位於共析反應的上、下臨界溫度區間內，刻意保留部分肥粒鐵，顯微組織由初析肥粒鐵及沃斯肥粒鐵所組成(12)，其強度介於鑄態球墨鑄鐵與 ADI 間，且伸長率優於 ADI，能有效提升傳統 ADI 之延性與韌性(13)。

本研究為了使商用鑄鐵之機械性質獲得改善，並以改善 ADI 加工性、提升 MADI 的強度與延韌性為目的，因此選擇臨界區間內不同的沃斯田鐵化溫度，進行最佳製程的探討，同時本文利用穿透式電子顯微鏡觀察雙相區 ADI 製程使延韌性提升的顯微機構。

## 2. 實驗方法

本實驗所採用的試片係由勤美公司提供之商用 FCD700 材料，其成份如表一所示，除在鑄件中取得金相及硬度試片外，並依 ASTM A327M-91 製作無缺口衝擊試片、依 ASTM E-8 製作縮小型拉伸試棒。此外，針對拉伸後靠近破斷處約 30mm 處進行掃描式(SEM)與穿透式(TEM)電子顯微鏡試片之取樣。TEM 試片製作首先將試片機械拋光至約 10 $\mu$ m 左右厚度，接著採用離子減薄方式將試片表面原子逐層驅離，或利用 1%過氯酸及 99%冰醋酸雙面噴射電解拋光至穿孔為止。

依據 Gerval 等學者所提出沃斯田鐵+石墨區計算式(14)(15)，本研究材料之上、下臨界溫度約為 811°C 及 772°C。因此本實驗選擇此區間內的三個溫度 775、790、與 805°C 進行 60min 之持溫；由於以上計算明顯低於一般使用的 900°C 沃斯田鐵化溫度，因此本實驗增加 830 及 870°C 等兩個溫度，以確認本材料臨界溫度區間範圍；除此之外，本研究並以 900°C 持溫 60min 後進行傳統沃斯回火熱處理，以與本研究之雙相區製程進行性質之比較。在沃斯田鐵化處理之後，試片即刻淬入均勻的沃斯回火鹽浴(2.5 公斤之 NaNO<sub>3</sub> 及 2.5 公斤之 KNO<sub>3</sub>(16))中，以 300 及 400°C 持溫 60min 後空冷處理。經熱處理後的試片，接著進行金相觀察及機械性質，包括拉伸、硬度、與無缺口衝擊試驗等測試。熱處理後的試片，經表面研磨、拋光，利用 Rigaku DMX-2200 X-ray 繞射儀測定，以 X 光繞射定量相分析的直接比較法(17)量測殘留沃斯田鐵量。

表一 FCD700 球墨鑄鐵成份表

Table 1 Composition of FCD700 ductile iron used in current study

FCD700	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg
wt%	3.75	2.70	0.60	0.050	0.008	0.30	0.040

## 3. 結果與討論

### 3.1 顯微組織觀察

表二顯示 400°C 沃斯回火試片中各相的體積分率，其中基地組織中之石墨、初析肥粒鐵及沃斯肥粒鐵相係利用網格法計算，再以 X 光繞射法偵測殘留沃斯田鐵相，變韌肥粒鐵為沃斯田鐵化後形成的沃斯田鐵在沃斯回火過程中重新形成的肥粒鐵，其體積分率是由沃斯肥粒鐵扣除殘留沃斯田鐵相所得。由表二可以觀察到隨沃斯田鐵化溫度的上升，初析肥粒鐵因變態成沃斯田鐵而減少，石墨的量大致不變，而沃斯肥粒鐵、殘留沃斯田鐵、與變韌肥粒鐵均增加。而由初析肥粒鐵的體積百分比觀察，本研究材料的上臨界溫度實際約位於 870 與 900°C 之間。

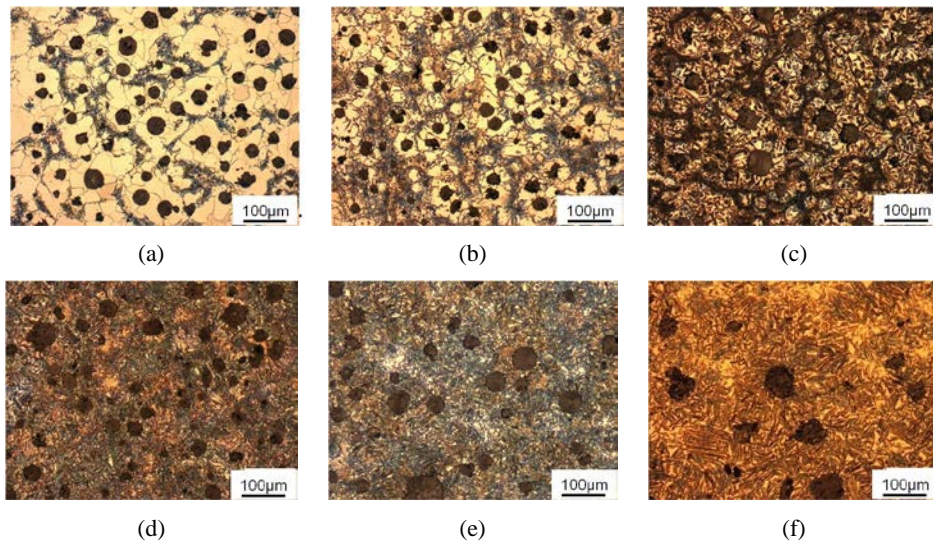
表二 不同沃斯回火製程試片之顯微組織體積分率 (vol.%)

Table 2 Constitution of microstructures in specimens treated at different austenitization and austempering temperatures (vol.%)

Process (Austenitization-austempering temperatures, °C)	Proeutectoid		Ausferrite (AF)	Retained austenite (RA)	Bainitic ferrite (BF)
	Ferrite (PF)	Graphite			
	775-400	61	14	25	9.0
795-400	43	14	43	15.3	27.7
805-400	19	14	67	20.9	46.1
830-400	8	14	78	26.8	51.2
870-400	5	14	80	35.1	44.9
900-400	0	14	86	43.0	43

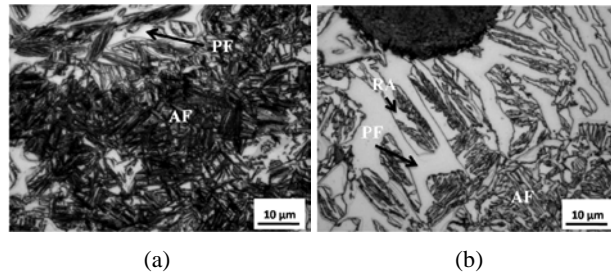
以雙相區沃斯回火製程 775-400 為例，將延性鑄鐵加熱至上下臨界區間，在組織中刻意保留初析肥粒鐵，含量約為 61%，即圖一(a)石墨周圍具有大量明顯的初析肥粒鐵(白色組織)，而沃斯肥粒鐵約為 25%(黑色區域)，其餘為石墨(黑色球狀顆粒)。隨著沃斯田鐵化溫度提高，肥粒鐵內碳原子擴散至鄰近沃斯田鐵速度較快，使後續沃斯回火的沃斯田鐵量增加，初析肥粒鐵晶粒隨之減少，取而代之的是從初析肥粒鐵晶界中因沃斯回火所生成的沃斯肥粒鐵(18)。當沃斯田鐵化溫度提高到超過臨界區間的 900°C 進行傳統沃斯回火後，基地組織中已無初析肥粒鐵存在，由沃斯肥粒鐵組織完全取代(圖一(f))。

金相組織形貌在不同回火溫度亦產生極大的差異。當執行沃斯回火於 400°C 時，具有較小的過冷度，使變韌肥粒鐵成核數少，而高溫下使碳原子擴散速度快，有利於變韌肥粒鐵成長，因此其變韌肥粒鐵屬於粗疏的稻穗狀結構，且保有許多島狀殘留沃斯田鐵，如圖二(b)；反之，當執行沃斯回火溫度 300°C，具有較大之過冷度，有利於變韌肥粒鐵成核，但低溫下碳的擴散速率較慢，因此變韌肥粒鐵組織較多且為細密之針狀結構，殘留沃斯田鐵則以非常細小之形貌鑲嵌於變韌肥粒鐵旁如圖二(a)所示。



圖一 以(a)775(b)790(c)805(d)830(e)870 (f)900°C 沃斯田鐵化後，進行 400°C 沃斯回火溫度之金相照片

Fig.1 Optical microstructures of specimens austenitized at (a)775, (b)790, (c)805, (d)830, (e)870, and (f)900°C and austempered at 400°C



圖二 805°C 沃斯田鐵化後，分別進行(a)300°C 及(b)400°C 沃斯回火溫度之 SEM

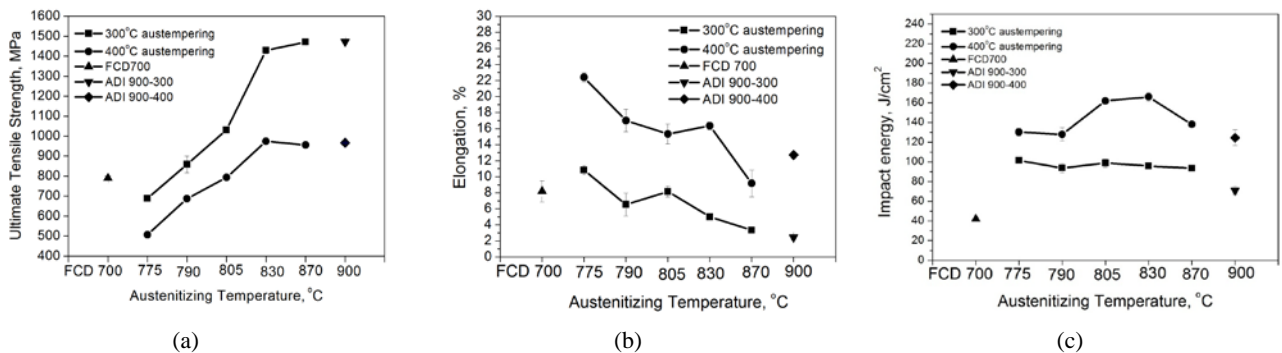
Fig. 2 Morphologies of ausferrite structures by austenitizing at 805°C and austempering at (a)300 and (b)400°C (PF: proeutectoid ferrite, RA: retained austenite, AF: ausferrite.)

### 3.2 機械性質分析

各製程的抗拉強度如圖三(a)所示，隨沃斯田鐵化溫度提高時，組織中初析肥粒鐵保留愈少，取而代之的是較強韌的沃斯肥粒鐵，造成強度遞增。而 300°C 回火試片的抗拉強度皆高於 400°C 回火試片，乃因其過冷度大、肥粒鐵成核多，使肥粒鐵較為細密，保留下來的殘留沃斯田鐵量較少，形狀也細小，使其抗拉強度提高。原 FCD700 母材之抗拉強度則介於所有雙相區沃斯回火製程之間，乃因原 FCD 基地中的硬脆波來鐵，經熱處理後轉變為不同尺寸的沃斯肥粒鐵所致。其中傳統 ADI 900-300 試片中因基地組織全為針狀沃斯肥粒鐵，所展現的強度最高，可以達到 1500Mpa 的抗拉強度。當沃斯田鐵化溫度達到 830°C 及 870°C 時，這兩種沃斯回火溫度製程均可產生強度高於 FCD700 之特性，顯示利用雙相區沃斯回火製程，可以獲得相當於傳統沃斯回火製程的抗拉強度。

圖三(b)為各試片的伸長率，隨著沃斯田鐵化溫度提升，基地中初析肥粒鐵量減少而使伸長率明顯下降。400°C 回火系列之試片伸長率皆高於 300°C 回火之試片，由於基地組織中含有較多殘留沃斯田鐵，使 400°C 回火的試片除伸長率高於傳統 ADI 之外，也能在不低於原材強度下，具備高出原材料一倍的伸長率。其中，以 830°C 進行沃斯田鐵化，配合 400°C 回火後，此製程之伸長率達 16%，利用 805 與 870°C 之間的溫度進行沃斯回火，可以在基地中保留適當的沃斯田鐵量，約 27%，在塑性變形過程中吸收應變能轉變為麻田散鐵，造成延性上升。

試片的衝擊性質如圖三(c)所示，FCD700 母材的衝擊能僅達 42J，各試片經過熱處理後衝擊能均大幅提升。由於在雙相區沃斯田鐵化後，基地組織中仍含有初析肥粒鐵，故其衝擊能皆高於傳統 ADI；其中以 400°C 沃斯回火的試片衝擊能皆高於 300°C 回火試片，顯示針狀肥粒鐵的韌性較差。其中，最高的衝擊能由 830-400 試片產生，可以達到 166J，接近原母材衝擊能的四倍，此值高於 870-400 與 805-400 試片，顯示較佳的雙相區沃斯田鐵化溫度介於該兩個溫度之間，此一結果亦符合圖三(b)對試片延伸率的觀察，表示較高衝擊能的產生，必須結合適量的初析肥粒鐵分佈及殘留沃斯田鐵量，而 805 到 870°C 間 65°C 的溫度區間有利於臨界區間沃斯回火之製程窗口設定。由此亦可判斷，本研究使用材料的上臨界點實際應位於 870°C 附近，造成使用以該溫度以上沃斯田鐵化的試片產生顯著的延伸率、韌性降低情形。

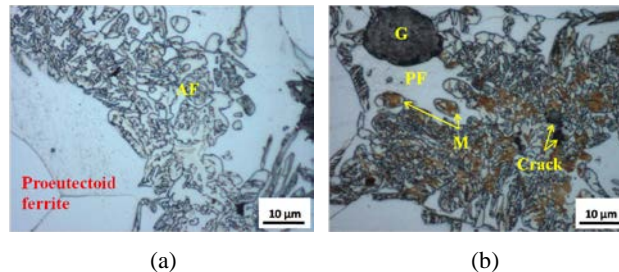


圖三 各製程之(a)抗拉強度(b)伸長率(c)衝擊能

Fig. 3 (a) Tensile strength, (b) elongation, and (c) impact energy of specimens austenitized and austempered at different temperatures

### 3.3 塑性加工後之組織變化

830-400 試片之抗拉強度、伸長率及衝擊能等機械性質上皆具有優異的表現，此除了因組織中保留適當初析肥粒鐵量增加其延性外，主要是試棒於受力過程後，試棒內部沃斯田鐵變成麻田散鐵效應明顯(圖四)，對機械性質提升產生很大的貢獻。當雙相區沃斯田鐵化溫度配合較高的回火溫度時，容易殘留約 10 $\mu\text{m}$  以下的塊狀沃斯田鐵(圖四(a)的 AF 區域)，這些塊狀沃斯田鐵因平均含碳量較低，在較小應變下即能誘發生成許多麻田散鐵(圖四(b))，此一機構有助於延韌性與強度的提升。此一沃斯田鐵在塑性變形區吸收應變能誘發麻田散鐵變態，與鋼材中相變態誘發塑性的 TRIP 效應相同。

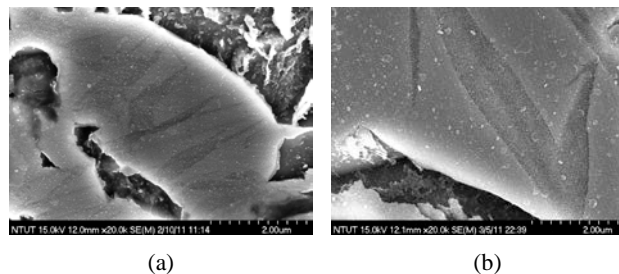


圖四 以 805 $^{\circ}\text{C}$  沃斯田鐵化、400 $^{\circ}\text{C}$  沃斯回火試片進行拉伸試驗(a)前和(b)後之金相

Fig. 4 Samples austenitized at 805 $^{\circ}\text{C}$  and austempered at 400 $^{\circ}\text{C}$  (a) prior and (b) after tensile test.

(AF: ausferrite, PF: proeutectoid ferrite, M: martensite, G: graphite)

當沃斯田鐵化溫度為 830 $^{\circ}\text{C}$  時，組織中殘留沃斯田鐵量約 27%，其中以尺寸約 10 $\mu\text{m}$  的塊狀沃斯田鐵經拉伸後轉變麻田散鐵能力佳(圖五(a))，造成材料之延韌性大幅提升，所產生的麻田散鐵變態誘發塑性表現最佳。但當沃斯田鐵化溫度達 900 $^{\circ}\text{C}$  以上時，塊狀殘留沃斯田鐵晶粒成長，沃斯田鐵中碳含量的下降造成麻田散鐵變態起始溫度  $M_s$  上升，使其更容易在受塑性變形後轉變成交鏡狀的大型麻田散鐵(lenticular martensite, 圖五(b))，麻田散鐵大量增加，材料反而受麻田散鐵之硬脆特性影響，相較下沃斯田鐵誘發麻田散鐵時能夠吸收應變能的能力下降，也就是麻田散鐵硬脆特性高過因相變態吸收應變破壞之能力時，其抗拉強度上升，但延韌性明顯下降。



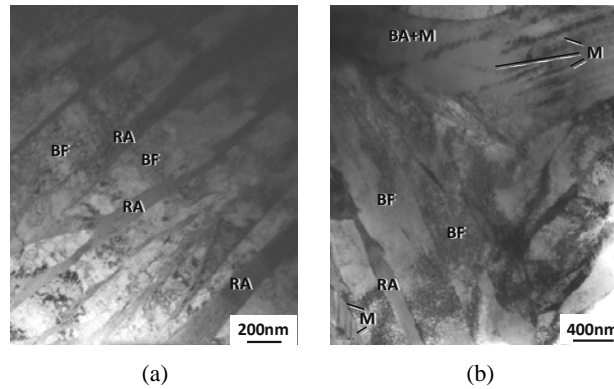
圖五 沃斯田鐵化溫度(a)830 $^{\circ}\text{C}$  (b)900 $^{\circ}\text{C}$ ，進行 400 $^{\circ}\text{C}$  沃斯回火溫度試片經拉伸後的生成麻田散鐵之形貌

Fig. 5 Morphologies of martensite in samples austenitized at (a)830 and (b)900 $^{\circ}\text{C}$  before austempering at 400 $^{\circ}\text{C}$

由此可知，麻田散鐵對 ADI 材料強度和韌性具有很大的影響。因此本研究利用穿透式電子顯微鏡(TEM)深入觀察 830-400 試片經過拉伸試驗後塑性變形之後殘留沃斯田鐵的形態。圖六(a)顯示沃斯田鐵殘留於大約 400nm 寬度的片狀變韌肥粒鐵之間，形成沃斯肥粒鐵區(ausferrite)，這些區域係在回火過程中，形成片狀的變韌肥粒鐵後，碳原子被集中到肥粒鐵之間的殘留沃斯田鐵中，因此這些殘留沃斯田鐵中的碳含量較高。圖六(b)中的沃斯田鐵則是以塊狀的方式存在(BA 區域)，此區域較廣，相對於沃斯肥粒鐵區中的殘留沃斯田鐵碳含量較低，因此在後續的塑性變形後，這些塊狀的殘留沃斯田鐵較容易產生麻田散鐵，由圖六(b)中可以觀察到許多大約 30nm 寬度的麻田散鐵雙晶組織。

相對的，在製程 900-400 經拉伸後的試片中，沃斯肥粒鐵區則以相對較窄、僅約 100 nm 寬度的變韌肥粒鐵和更窄的沃斯田鐵以長條狀交互排列(圖七(a))。同時，圖七(b)顯示塊狀沃斯田鐵中可以觀察到疊差以及粗大化透鏡狀麻田散鐵，顯示沃斯田鐵中疊差提供了麻田散鐵相變態成核位置(10)，這些塊狀殘留沃斯田鐵與其中生成的麻田散鐵之間具備 Nishiyama-Wassermann 的方位關係。

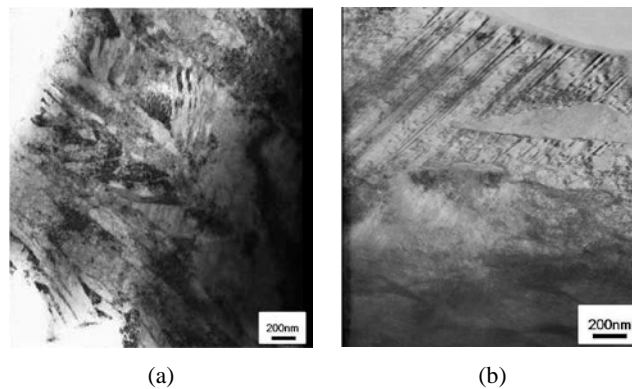
綜合以上觀察可以確認，在較高的沃斯田鐵化溫度時，粗大透鏡狀麻田散鐵與較細緻的變韌肥粒鐵不利於材料的韌性；而 830-400 製程，在基地組織中保留約 8% 可提供延性的初析肥粒鐵，沃斯肥粒鐵則以寬度約 400 nm 片狀變韌肥粒鐵與長條狀沃斯田鐵交互排列，均勻分佈於基地中，以細晶強化使整體強度獲得提升，而基地中大小約 10 μm 的 27% 塊狀沃斯田鐵，在拉伸過程中以奈米尺寸的雙晶形貌生成，散布在組織當中，造成動態強化以及韌化的效果，其相變態誘發塑性效果最佳，對巨觀的延韌性產生很大的貢獻。因此沃斯田鐵形貌與分佈、大小、與其碳含量對機械性質具有關鍵性的影響，使得本研究中的雙相區沃斯回火延性鑄鐵獲致極佳的機械特性。



圖六 製程 830-400 試片中(a)沃斯肥粒鐵區(b)塊狀沃斯田鐵區 TEM 顯微組織

Fig.6 (a)Ausferrite and (b) blocky austenite in samples austenitized at 830°C and austempered at 400°C by TEM

(BF: bainitic ferrite, RA: retained austenite, BA: blocky austenite, M: martensite)



圖七 製程 900-400(a)沃斯肥粒鐵區(b)塊狀沃斯田鐵區之 TEM 顯微組織

Fig.7 (a)Ausferrite and (b) blocky austenite in samples austenitized at 900°C and austempered at 400°C by TEM

#### 4. 結論

本研究藉由雙相區沃斯回火熱處理控制其初析肥粒鐵與沃斯肥粒鐵的含量比例，可使初析肥粒鐵保留獲得較佳的延性，並利用殘留沃斯田鐵形成麻田散鐵，提升其加工硬化，產生高於未熱處理之 FCD700 母材延性鑄鐵之強度與韌性。

其中，以臨界區間內 830°C 進行沃斯田鐵化、400°C 雙相區沃斯回火製程，可產生 974MPa 強度、16.4% 伸長率、以及 166J 衝擊能，達到相當於傳統沃斯回火製程之強度，但衝擊能與延性均高於傳統沃斯回火製程的最佳性質組合。探究其組織，在此一材料中保留了 27% 的沃斯田鐵，其中以尺寸約 10μm 的塊狀沃斯田鐵受力後，所產生的奈米級麻田散鐵變態誘發塑性表現最佳，可吸收破裂尖端之應變能，阻擋裂縫傳遞，提高材料之延性，此特性與鋼材中的 TRIP 現象相互吻合。當奈米級之雙晶麻田散鐵逐漸寬化，形成塊狀及透鏡狀麻田散鐵後，對韌性的提升效果有限，導致在更高的沃斯田鐵化溫度無法獲得更好的強度與韌性組合。

#### 誌謝

作者感謝國科會 NSC 98-2221-E-027-031 以及勤美股份有限公司對於本計畫之經費以及材料贊助。

## 參考文獻

- (1) B.Kovacs, "Heat treating of austempered ductile iron", AFS Transactions, 99, 1991, pp.281-286.
- (2) K.B. Rundman, "It's about austenite and carbon, mate -a story of the physical metallurgy of ADI - Part II", Australian Foundry Institute National Conference, Adelaide, 2004, p. 2.
- (3) S. Daber, K.S. Ravishankar, and P.P. Rao, "Influence of austenitising temperature on the formation of strain induced martensite in austempered ductile iron", Journal of Materials Science, 43, 2008, pp. 4929-4937.
- (4) S. Daber and P.P. Rao, "Formation of strain-induced martensite in austempered ductile iron", Journal of Materials Science, 43, 2008, pp.357-367.
- (5) J.L. Garin and R.L. Mannheim, "Strain-induced martensite in ADI alloys", Journal of Materials Processing Technology, 143-144, 2003, pp.347-351.
- (6) J. Aranzabal, I. Gutierrezg, J.M. Rodriguez-ibabe, and J.J. Urcla, "Influence of the amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of an austempered ductile iron", Metallurgical and Materials Transactions A, 28A, 1997, pp.1143-1156.
- (7) E. Jimenez-Melero, L. Zhao, S.E. Offerman, and J.P. Wright, "In-situ observation of the martensitic transformation of individual grains using a high-energy x-ray microbeam", Acta Materialia, 53, 2005, p. 5439.
- (8) A. Kammouni, W. Saikaly, M. Dumont, and C. Marteau, "Effect of the bainitic transformation temperature on retained austenite fracture and stability in Ti microalloyed TRIP steels", Material Science and Engineering A, 518, 2009, pp. 89-96.
- (9) A. Kammouni, W. Saikaly, M. Dumont, and C. Marteau, "A methodology suitable for TEM local measurements of carbon concentration in retained austenite", Materials Characterization, 59, 2008, pp. 1307-1311.
- (10) K.K. Park, S.T. Oh, D.I. Kim, and J.H. Han, "In-situ deformation behavior of retained austenite on TRIP steel", Material Science Forum, 408-412, 2002, pp. 571-576.
- (11) P.D. Alan and D.C. Fitzgerald, "MADITM : Introducing a new, machinable, austempered ductile iron", 2003 SAE World Congress, Michigan, 2003.
- (12) M. Erdogan, V. Kilicli and B. Demir, "Transformation characteristics of ductile iron austempered from intercritical austenitizing temperature ranges", Journal of Materials Science, 44, 2006, pp. 1394-1403.
- (13) J.R. Davis, ASM Specialty Handbook: Cast Iron, Materials Park, 1996, p. 63.
- (14) 李國光，沃斯回火球墨鑄鐵切削性之研究，國立台灣科技大學機械工程所，碩士論文，台北，2006。
- (15) V. Gerval and J. Lacaze, "Critical temperature range in spheroidal graphite cast irons", ISIJ International, 40, 2002, pp. 386-392 .
- (16) 余煥騰，陳適範，唐自標，金屬熱處理學(上冊)，台北：六和出版社，1998。
- (17) C. Kim, "X-ray method of measuring retained austenite in heat treated white cast irons", Journal of Heat Treating, 1, 1979, pp. 43-51.
- (18) Y. Sahin, M. Erdogan, and V. Kilicli, "Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures", Materials Science and Engineering A, 444, 2007, pp. 31-38.