

直接鑄造變韌鐵系球墨鑄鐵之研究 Study on As-Cast Nodular Cast Iron with Bainitic Matrix

洪學舜* · 金重勳** · 陳興時***

Shyue-Shuenn Horng · Tsung-Shune Chin · Hsing-Shih Chen

* 中華技術學院機械系講師 · **清華大學材研所教授 · ***榮剛材料科技公司董事長

摘 要

本研究設計一種利用二段冷卻速率控制法，進行直接鑄造變韌鐵基地之球墨鑄鐵的可行性研究。在添加 Ni, Mo, Cu 三種主要合金元素，不同的合金組成情況下配合冷卻速率，探討所得變韌鐵基地球墨鑄鐵性質之差異，及合金元素間 Cu 取代 Ni 的問題。

實驗結果顯示：(1)本研究成功地以直接鑄造、並控制冷卻速率之法，得到高於 90% 的變韌鐵基地的球墨鑄鐵，其成份範圍為 C：3.47-3.62wt%；Si：2.3-2.40wt%；Ni：0.0-3.1wt%；Mo：0.16-0.35wt%；Cu：0-0.84wt%，其抗拉強度：100~115 kgf/mm²，降伏強度：90~100 kgf/mm²，延伸率 1.5~3.0%。(2)石墨周圍旁生成下變韌鐵、遠離石墨區域生成上變韌鐵，碳的作用為其主要因素之一。(3)Cu 可取代 Ni，添加 1% Cu 相當於添加 2% Ni 所致之 S 曲線右移變韌鐵的變態效果。(4)添加合金元素固然有助於變韌鐵的變態生成右移，但要適當地控制熱平衡點溫度及瞬間切線斜率，才能得到理想的變韌鐵基地。

關鍵詞：變韌鐵基地，球墨鑄鐵，直接鑄造，兩段冷卻過程

Abstract

The purpose of this study was to explore the possibility of obtaining as-cast bainitic nodular cast iron by a designed of two-stage-cooling after castings being removed from the mold. In order to enhance bainitic transformation, Ni-Mo combinations with varying amount were added, and the feasibility of replacing Ni by cheaper Cu was also persuaded. Optical and electron metallography, X-ray diffractometry, and mechanical testings were applied to study the cast matrix with nodularity better than 80%.

From the experimental results, conclusions can be drawn that, (1) nodular cast

irons with more than 90% bainitic matrix are obtainable by the two-stage-cooling process with C : 3.47 ~ 3.62wt% , Si : 2.30 ~ 2.40wt% , Ni : 0 ~ 3.10wt% , Mo : 0.16 ~ 0.35wt% , Cu : 0 ~ 0.84wt% , having tensile strengths 100 ~ 115 kgf / mm² , yield strengths 90 ~ 100 kgf / mm² , and elongation 1.5 ~ 3.0% ; (2) lower bainite was found to appear nearby the graphite , while upper bainite away from it, the difference in carbon distribution is thought to be one of the main reasons ; (3)Cu was found to be approximately twice as effective as Ni in the enhancement of bainite formation ; (4) although alloy addition is important, it was found that the way of controlling cooling processes is even more vital in obtaining bainitic matrix.

Keywords : Bainitic Matrix, Nodular Cast Iron ,Direct Casting, Two- Stage-Cooling Process.

一、前言

球墨的形成藉鐵水成份，球化劑及接種劑予以控制。接種劑的作用，使得鐵水熔液充滿藉以均質性孕育球墨的核，使其在共晶前或共晶時穩定出現，並持續等方向性地成長；其中球化劑強烈除硫並提供鐵水中的 Mg 含量。當 Mg 含量在某一適當範圍內，可促使石墨球化，如果低於某個臨界值，則會造成球墨退化。如果接種劑存在鐵水時間太長，會造成接種退化，易促使碳化物析出，因此如何適當的選擇球化劑、接種劑的種類及量，和處理的過程，皆影響著石墨的品質，而石墨的品質和機械性質又息息相關。

鑄鐵中的石墨型態常分成三種。一為片狀石墨層互相連結而彼此糾纏，熱傳性優良，吸震性極佳，同時質軟易於加工。二為球狀石墨，由於為球狀，造成應力集中較小，機械強度較高，但球墨為一單獨之個體，因此熱傳性較差，同時吸震性也不好。第三類即為縮狀（vermicular）石墨，其兼具片狀石墨和球狀石墨的特點，大致上頭部呈圓形，也屬彼此相通特點，其生長的機構也並包片狀和球狀的生長型態，在文獻中[1]論述中甚詳，其性質的表現介於片狀石墨和球狀石墨之間。

變韌鐵的形成機構，大致上和波來鐵變態機構有所不同，主要分別在於變韌鐵是由沃斯田鐵中先析出肥粒鐵，再在沃斯田鐵和肥粒鐵界面處析出碳化物，然後又造成新的肥粒鐵區域，如此成長而形成變韌鐵[2]。變韌鐵隨著材料的化學組成，處理方式而展現不同形態。最常被提及的則是碳鋼中的羽毛狀的上變韌鐵，針狀的下變韌鐵，而其性質也迥然而異。大抵上上變韌鐵在降伏強度、抗拉強度、硬度值皆比下變韌鐵差[3]。常常下變韌鐵伴隨著較多的殘留沃斯田鐵。進一步的解釋則在於處理時恒溫溫度的偏低，導致變韌鐵變態量和時間相對的關係，溫度較

低擴散不易，變態時間增長，相對地增加殘留沃斯田鐵量，所以在沃斯回火中下變韌鐵的得到也往往兼具適度的延性，是一良好的組合。

至於變韌鐵形成的詳細機構，從 Bain 發現變韌鐵後，各方的研究絡繹不絕，至今猶在進行，最主要的爭論在(1)剪變機構或(2)擴散控制機構，在析出肥粒鐵的型態上誰屬最佳之模式不得而知。R.F.H 認為下變韌鐵的形成和麻田散鐵變態中沃斯田鐵和肥粒鐵間的介面有相同的特色，因此認為下變韌鐵的形成靠剪力[4]。相反的 H.I.A.和 H.R.K.兩人則以為(1)變韌鐵中肥粒鐵側向的生長曾經被證實是由沃斯田鐵中的碳所控制。(2)由上變韌鐵中的析出板狀的長度和寬度，證實剪變模式是不確實的。至於變韌鐵中碳化物的析出在沃斯田鐵和肥粒鐵的界面則屬正確。近來大量借助 TEM 來了解變韌鐵的機構，陸續有 H.K.D.H. Bhadeshia and D.V. Edmonds 以為下變韌鐵中肥粒鐵的形成機構屬於剪變模式[5]；同時證實利用介穩平衡感的觀念來控制上變韌鐵到下變韌鐵的轉置，是無法應用於目前的鋼材。在 B.P.J Sandvik 研究 Fe-Si-C Alloys 的變韌鐵反應，也闡述了變韌鐵中的肥粒鐵很嚴重的轉位，而肥粒鐵周圍的沃斯田鐵包含有雙晶的特徵。此又為變態剪力模式的明證 [6]，至於上變韌鐵和下變韌鐵的分隔溫度和基體碳含量間有參考關係。在 K.R. Kinsman and H.I. Aaronson 述及在過共析鋼中出現的碳化物優先析出 [7]，給予 "Inverse Bainite" 的名稱與傳統之變韌鐵相別，傳統的變韌鐵指肥粒鐵優先析出 [8,9]。

球墨鑄鐵的應用範圍十分廣泛，而使用的層次則需看基體的性質。近來在工程上的應用趨於高強度、相當的韌性和適度的延性等特色的材料，而球墨鑄鐵中的變韌鐵基體恰好滿足此一趨勢的需求，使得目前在工業先進國家引起廣泛的研究風潮，姑且無論是利用直接鑄造或是經由沃斯回火熱處理所得者，在實際工程上的有效利用，如軋鋼輥子、幫浦座、製紙工業使用的大型輥子、紡織工業的重要零件、機械中的凸輪、扣鏈齒輪、鐵軌工業[10,11]等不勝枚舉，證實其確有實用的經濟價值。

經由沃斯回火而得變韌鐵基地球墨鑄鐵的方式，從事的人很多，可尋的資料也不少，緣由在熱處理過程易於掌握；而直接鑄造法方面的資料則相對地顯得不足和不完整。因此本研究利用鑄件本身的餘熱，在低合金組成、固定模厚的情況下尋求一可行的方法，來得到變韌鐵基體的球墨鑄鐵，以免除沃斯回火、簡化製程並節省能源降低成本。

二、材料與實驗方法

2.1 實驗材料

製訂本研究實驗的合金成份如表(1)所示，分成 A, B 兩系列。A 系列是在固

定合金成份，探討改變冷卻參數對基地組織和機械性質間的關係；B 系列則是假設冷卻參數為一定的情况下，探討合金元素和機械性質間的關係。而之所以有兩系列 A、B，主要是嚐試在控制上的可行性，並可與熱處理中合金元素的影響相對照，探討合金元素與冷卻參數對變韌鐵相變態控制上的模式，亦討論合金元素取代間的問題，降低製造成本，整理資料如表 2 所示，。

2.2 實驗步驟

本研究的實驗步驟分成五個階段：

2.2.1 球墨鑄鐵的熔製

把大塊 8~10 公斤的加拿大生鐵，利用高週波開大爐熔解，澆注至金屬模中，使成為開小爐所需 3~4 公斤的小鐵塊，利用取分光樣品，來測定最後小塊生鐵的化學成份。

接著進行所需設定成份的開爐作業，先設定所需爐次之化學成份表，包括碳、矽、鎳、鉬、銅等值，且根據簡易的數學模式，建立屬於累積經驗的程式，使用 HP 9835 A 做開爐前的稱料表的計算，依值稱所需之加拿大生鐵、矽鐵、低碳鋼、鎳塊、鉬鐵、銅條、接種劑、球化劑、稀有金屬 Ce 等重量正確無誤後，始進行熔製作業。

開機時，先例行檢查水路電路正常，爐體正常始運轉，先熔加拿大生鐵，次放入低碳鋼稀釋碳含量，使用 MA×LAB-II Digital stick 測量溫度，在 1450°C 左右放矽鐵熔解，待溫度達到 1470~1500°C 間，使用 MA×LAB-II 碳當量測定儀，進行 C.E. 測試，看看在沒放其他合金元素前的碳、矽，碳當量等值是否合乎原先所定，如果有差別則依情況而調整之。待合乎設定值後，在 1500°C 放鎳塊或銅條，隨後則放鉬鐵，在最後出爐前，取出爐前的分光試件，溫度到達 1520±10°C 左右出爐，此時接種球化採用三明治方法，將前接種劑，Kc 球化劑，Ce 等放入 ladle 底，球化劑、接種劑，在出爐前 30 秒內放入以免失去作用。接完鐵水，迅速將防止鎂蒸氣散失的蓋子拿掉，除渣約 4~5 次，緊接著放入後接種劑，攪拌並除渣，取分光試件，最後溫度約在 1460±20°C 內澆注入模，隨之覆上冒口發熱劑，以免縮孔太多及減少鑄造缺陷。

2.2.1 澆鑄模子尺寸大小及溫度控制系統

模子大小依 ASTM 規範 Y 型模肉厚 25mm，做模時採用二氧化碳模，在每次做完模時需塗噴石墨於表面，以利澆注完後迅速脫模之處理，進而達到控制上的目的。

鐵水澆鑄至模子時，待經一適當時間約 9 分鐘加以及時脫模後的處理措施，其間主要包括：1.便於現場控制的溫度指示器(RKC)。做整個過程詳細記錄的繪圖機(WATANBE Recorder) 3.熱電偶(PR13)及便於換接線路的介面板，將此三項依作適當的組合，在整個實驗過程中，此處擔任極為重要的角色，其中任何一項在現場作業失去作用，將導致此一實驗的耗損，因此在開爐前，熱電偶的校正(誤差 $\pm 2^{\circ}\text{C}$)，導線的埋設，繪圖機的反應等皆要事先實驗後，方才開機進行實驗。

2.3 化學成份的分析，試件取樣及加工前的觀察

在澆注鐵水前所需之分光試件，在金鋼砂布粗磨，交給 CRT-1000 進行成份分析。在判斷此一實驗合乎所需時，需得自己進行切割一片，以觀察其金相組織的分佈形態，看看是否在所需用的試件，其組織是否均勻？切割時是用鑽石鑲金屬鋸片裝在快速切割機上，利用自己改裝的夾具及架設冷卻水管完成切割作業，再細分切割觀察金相，待合乎所需要時，移交給工廠，進行機械性質量測所需的試件加工。

2.4 機械性質量測實驗及金相組織的觀察

待前面所述的鐵塊在處理完後，進行切割觀察金相合乎所需後，方才加工成為拉力試件。緊接著在萬能材料實驗機(MTS)，進行降伏強度、拉力強度、延伸率的量測。試件尾部切割磨平測 RC 硬度(負荷 150 kg)，取 5 點求平均值，然後再磨平、粗磨、細磨、拋光用(飽和)苦味酸腐蝕 5~10 秒左右，水洗噴上酒精，然後烘乾，至金相室進行照相工作，以便分析球墨鑄鐵的球墨化率，基地硬度的量測，由於屬鑄造製作，取 10 點求平均值，採隨機方式進行。另外也做破壞斷面的觀察，看看其破壞的型態，是屬延性破壞或是脆性破壞的型態。

2.5 定量分析

2.5.1 殘留沃斯田鐵的測定

由於需用定量金相分析法，來合理地解釋基地組織間的比例，和機械性質間的關係，而殘留的沃斯田鐵為其中一重要因素。尤其是對於延性方面尤為重要，因此在試件上取一片 10mm 大小，粗磨、細磨、拋光，進行 X-ray 的繞射實驗，圖譜中觀察從 $2\theta = 30^{\circ}$ 到 40° 間的 3 個 peak，分別是 $220(\gamma)$, $211(\alpha)$, $311(\gamma)$ 其 Intensity 值大小，利用 K.B. Rundman “An X-ray and Metallographic Study of An Austempered Ductile Cast Iron” 上的方法，針對 $220(\gamma)$ 或 $311(\gamma)$ 來計算殘留沃斯田鐵量的大小，求取兩者的平均值，做為殘留沃斯田鐵量的依據[12]。

2.5.2 上變韌鐵、下變韌鐵、細波來鐵、麻田散鐵、碳化物的測定

上述分析先測出殘留沃斯田鐵的含量多寡，再配合金相上的鑑定，在 200 倍的相片中，以影像分析軟體對金相基地進行其間的面積比例分析，採用 3 張相片求平均值，待各種組織比例確定後，即可予適當的說明何以造成機械性質的差異。

三、實驗結果

3.1 冷卻溫度曲線的說明

圖 1 即為整個實驗過程的溫度記錄，第一階段為鐵水澆注至模子後凝固的溫度變化情形，可以看出很平滑掉落至水平而呈共晶狀態。利用凝固時鐵塊體積膨脹，開始脫模，使得砂模能在最短時間內脫模完畢，以免鐵塊溫度降低甚多，達不到水淬的處理起始溫度，約莫 9 分鐘的凝固，拿出熱電偶，脫模完畢到水淬定位即為第二階段。水淬前定位完畢，再插入熱電偶後測溫，即進入第三階段，溫度從 1100~1050℃ 掉落至 950℃，開始水淬，溫度迅速滑落，並設定溫度停止噴水，然後取出鐵塊放入石灰槽內為第三階段的結束。石灰槽內的溫度變化為第四階段，溫度先掉落然後又回升，主要由於鐵塊上部份冒口的熱焓量補充進來所致，待整體達到平衡時，即達到最高點然後緩慢的降低溫度，閃過波來鐵鼻端於是產生變韌鐵的變態。

3.2 金相組織的觀察

在觀察金相時，用苦味酸腐蝕如圖 2，常發現球墨旁以析出針狀的下變韌鐵為主，而在遠離球墨區則以上變韌鐵為主，何以有此現象？可能的原因在於水淬前，在球墨周圍區域碳含量比遠離球墨區域為低。以 CCT 圖曲線的觀察得知，當組成趨於共析鋼的組成時，其 CCT 曲線愈向右移，因此現在出現一個問題，即其間碳含量所導致的 CCT 曲線誰左誰右？將決定變韌鐵變態的種類[13]，如果球墨旁基地碳濃度梯度所致之 CCT 曲線變韌鐵區域較右邊，則對同一冷卻速率而言，較易形成下變韌鐵，而遠離石墨的基地，則變成上變韌鐵，反之則相反。原則上可利用 EPMA 來看其基地碳濃度的大小，來確定此一觀念的正確與否。但由於低原子序的碳在偵測上的困難，使得無法證實其結果如何？然在金相上所見石墨旁大都是下變韌鐵居多，因此石墨旁區域的 CCT 曲線中，因變韌鐵變態區域較右移之故。

3.3 X 光繞射分析殘留沃斯田鐵的結果

本實驗在測量殘留沃斯田鐵上，共有 7 試片有殘留沃斯田鐵量，可說是變態相當完整，而殘留沃斯田鐵與延性的關係極為密切。如圖 3 中所示，在使用 x - ray 分析分析殘留沃斯田鐵量前，原先判斷在遠離石墨的白色區域中，包圍著一些小

島的部份是殘留沃斯田鐵，但經過 x-ray 重覆做過多次印證的結果，發現無可測之殘留沃斯田鐵。本 x-光繞射儀之感度可達 1%，於是想盡方法去了解那些誤認為有殘留沃斯田鐵的區域是何種組織？最初認定的可能性是初生麻田散鐵或是碳化物之類，但以微硬度驗證結果，碳化物不太可能，因為其所佔之區域也有相當之比例，另外就析出型態來看，也不宜是金相圖片中所示的一塊狀，因此認為只要借助 TEM 看看其內部是否有高密度的差排？或是雙晶等特色的話，就可鑑定其為冷卻後期殘留沃斯田鐵變態成非常細小的麻田散鐵，故另用化學藥液腐蝕法，看可否吃出細小的麻田散鐵組織，或是其他的組織型態，以便分析出其組織為何？最後以 4% Nital 加熱至 72°C，作試件之深腐蝕 1 分鐘，打微硬度，其值約在 Hv 550 左右，而圖 4 中看出一點點的碳化物和被腐蝕很深的組織，由微硬度的判斷，知道應該是一個很硬的組織加上一個很軟的組織。因此判定為肥粒鐵與碳化物的組織。

3.4 變韌鐵基地分析

在前節中述及才留沃斯田鐵判斷的過程及最後研究的結果，引發了對變韌鐵變態的興緻，在苦味酸輕度腐蝕下見石墨旁的下變韌鐵及稍遠離石墨的上變韌鐵及剩餘的白色區域，而此白色區域分析的結果是肥粒鐵 + 碳化物，就變韌鐵變態的觀點而看，其也屬之，其因為何？此白色區域宜是最後殘留沃斯田鐵變態所致，而最後變態的殘留沃斯田鐵，由於上變韌鐵變態時將碳擴散至其四週的沃斯田鐵，因此造成高碳的沃斯田鐵，此時變態溫度已經很低，而在石灰槽中此時也近於恒溫狀態，冷卻速率極為緩慢，最後的殘存沃斯田鐵在類似恒溫的作用，變態成肥粒鐵 + 碳化物，由於遠離石墨基地，碳含量是過共析鋼的組成，因此認為最後變態的沃斯田鐵宜是過共析鋼的組成，在本論文中理論說明部份曾提及“Inverse Bainite”，因此就最後殘留沃斯田鐵的變態模式[14]，也應屬於“Inverse Bainite”，亦碳化物先析出，由於變態溫度較低，所以應屬下變韌鐵變態模式。

3.5 SEM 的觀察結果

3.5.1 SEM 觀察金相表面

圖 5 是 A7 試片下變韌鐵的表面之高低起伏的情況，可以清楚地看到石墨附近一片片的下變韌鐵伸展開來，剩餘的區域肥粒鐵所佔的面積相當大，照片上深度凹下去為被苦味酸腐蝕出來，而碳化物則大致上是 60° 左右，對肥粒鐵的析出方向而言[15]。

圖 6 是 B7 試片有殘留沃斯田鐵，灰色大塊狀的即是。殘留沃斯田鐵不易腐蝕，

所以突出較高，至於在相片上右上角亦可看出條狀碳化物在肥粒鐵的晶界上以 60° 左右析出。而殘留沃斯田鐵的 SEM 和文獻中所作之研究極為相似[16]。

3.5.2 SEM 觀察拉力試驗的破壞斷面

圖 7 是 A4 試片上變韌鐵的破壞型態，大致上屬“準劈裂”(quasi—cleavage) 型態，因其 tear—ridge 量很多，反觀圖 8，是 A11 試片屬下變韌鐵的破壞型態，tear—ridge 量較 A4 試片上變韌鐵的量為少，但亦屬“準劈裂”型態[17]，至於圖 9 B12 試片，其中照片上面白色條狀區域，為 tear—ridge 的型態，伴隨著非常細的 dimple，此區域即為金相上所見 Interdendrite arm spacing 為肥粒鐵與碳化物的組成，最後注意 B12 試片有殘留沃斯田鐵，從照片下面可看出 dimple 的型態，所以殘留沃斯田鐵為延性破壞型態，有殘留沃斯田鐵將有助於延性。

四、討論

4.1 球墨之形成條件

在理論說明時，曾述及石墨要成球狀，Mg 含量的影響極大，且適當的選擇球化劑、接種劑的種類及量極為重要，本實驗由於填加 Ni，Mo，Cu 三種合金元素，所以在做變韌鐵基地的控制前，先做近 30 次的球墨研究，最後找到球化劑：Kc，接種劑：Fe—Si，稀有金屬：鈰，其間最佳組合為 Kc = 1.0 % w，Fe—Si 1 (前接種) = 0.2 % w，Fe—Si 2 (後接種) = 0.3%，鈰 (Ce) = 0.01 % w，w 是全爐重量 = 10 Kg，只要除渣，除氣處理得宜，最後鐵水澆鑄前，鎂的含量可以控制在 0.031 % ~ 0.049% 間皆可使球墨球化率在 80% 以上，如此方可使球墨變數固定，探討基地變韌鐵的影響。

4.2 石墨和基地在連續冷卻變化情況

適當地組合 Kc 球化劑，鐵矽接種劑，稀有元素鈰，使得鐵水中大量均質性的成核，在發生共晶反應時，石墨藉以附著成長，從圖 1 的溫度曲線顯示，鐵水澆鑄完至脫模大約 9 分鐘，利用共晶反應的後期脫模，此時石墨共晶胞大量產生，而沃斯田鐵則依 Fe—C 圖所示，殘留一部份下來。本實驗的碳當量控制在小於 4.3 %。

脫模至水淬開始，大約上是空冷狀態，此時溫度下降不大，大約從 1110 ~ 1090°C 掉至 950°C，同時在共晶析出的石墨極佔優勢，而過冷度不足，致使雪明碳鐵不容易析出，石墨依舊孕育，而基地碳含量相對地也逐漸減少，原則上至水淬前基地碳含量宜是過共析鋼的組成，如果考慮 Ni，Mo，Cu 對共析溫度及共析

碳含量的影響[18]，可知大體上 Ni, Mo, Cu 對共析溫度影響並不很大，而對 Ni, Mo, Cu 而言，在本實驗的合金組成下，可以說共析碳含量皆比 0.8% 小，大約在 0.53 ~ 0.64% 間，且在圖 10 中看到遠離石墨區域，有細長條狀的雪明碳鐵析出，因此說明溫度達 950℃ 時，應是過共析鋼的組成範圍。

接下來的水淬時期，急速冷卻造成石墨生長被抑制下來，保持在水淬前的最後狀態，而很大的過冷度使雪明碳鐵部份析出，至於其量如何則需視此一爐次的化學組成，水淬時的過冷度相對大小而定。金相上可以看到一些細長條狀的雪明碳鐵析出，尤以遠離石墨區域現象最為顯著。同期剩餘的沃斯田鐵，看是否能閃過波來鐵區域？躲過則下面可進行完全變韌鐵的變態，若不能則有部份變態鐵成波來鐵後始進行變韌鐵的變態。

鐵塊進入石灰槽中，起初溫度稍降得快些，但很快地達到熱平衡點，以後溫度掉得愈來愈慢，在控制上此一時間在於使其完全變態成變韌鐵，石墨由於溫度過低，同時活性大減，因此與基地間的作用可以忽略，基地本身的變化為其主要現象，唯獨在 3 個小時的過程中，麻田散鐵出現與否視基地組成之動態連續冷卻曲線圖形而定。

4.3 白色條狀區域的特色

在觀察金相時，常發現一些在晶界上的白色條狀區域，此區域的特色是在其區域內的石墨沒有典型的如其他石墨旁的變韌鐵的變態，形成一單獨個體，原因是鐵水凝固時，會以樹枝狀晶(dendrite)的型態出現，而白色條狀區域則屬於 interdendritic arm spacing，溶質原子的濃度極高，導致在冷卻經過 A_{cm} 時，先析出碳化物，然後由於碳大量地減少，又造成肥粒鐵相，使得在其他部份方要進行變態過程前，其已先變態完成形成兩相的組織，不再參與變韌鐵變態，所以可以看見在這區域內的石墨旁沒什麼下變韌鐵出現，是一個相當特別的現象。而當有此現象時，往往其延性的表現不太好。

4.4 實驗的合金組成，冷卻速率、金相組織與機械性質的綜合討論

本實驗各種試驗結果，包括機械性質，金相的定性描述，定量金相，溫度曲線圖的關鍵資料，熱平衡點溫度，熱平衡點的瞬間切線斜率，試片的化學組成等作成表格 2。在這上面做一綜合性探討，來了解他們彼此的關係，依照合金組成的設計來區別分組別，依次討論。其中衝擊值，由於試件位置不和拉力試件位置同一水平，所以不列入實驗資料。

圖 11 說明欲達變韌鐵 80%以上，熱平衡溫度可控制在 500-600℃ 間。

圖 12 說明欲達變韌鐵 67-100%，其切線溫度斜率(℃/min)，可控制在 1-6℃/min

間較可行。

圖 13 說明 Mo 添加量在 0.3wt% 以上增加變韌鐵量有限，宜控制在 0.2-0.25wt% 間。

圖 14 說明 Ni 添加量在 1-2wt% 間，變韌鐵量皆有 80-90% 穩定量。

圖 15 說明 Cu 添加量在 0.4-0.8wt% 間，變韌鐵量最高有 80%，效果並不理想，須配合其他合金添加方能增加變韌鐵量，為其能替代 Ni 合金效果，故可少量使用。

圖 16 說明變韌鐵量達到 80-90%，其抗拉強度(T.S.)可達上下限：80-105kgf/mm² 與前人研究相符[19]、[20]。

五、結論

1. 本研究成功地以直接鑄造並控制冷卻速率之法，得到 90% 以上變韌鐵基地的球墨鑄鐵。
2. 水淬前，本實驗材料的基地碳含量在過共析鋼組成。
3. 石墨旁生成下變韌鐵，遠離石墨生成上變韌鐵，碳的擴散作用為主要因素。
4. 上變韌鐵的變態模式，為析出類似費得曼組織的肥粒鐵，然後高碳的殘留沃斯田鐵，在變態後期分解成肥粒鐵與碳化物。
5. 下變韌鐵的碳化物與肥粒鐵主軸方向呈 60° 左右相交。
6. 上變韌鐵及下變韌鐵皆屬準劈裂的破壞型態，但殘留沃斯田鐵屬延性破壞，白色條狀區域屬 tear-ridge 破壞型態。
7. Ni, Mo, Cu 合金元素，確實有使 CCT 曲線中變韌鐵區域右移的作用，其中 Cu 可取代 Ni，加 1wt % 的 Cu 大概有 2wt% Ni 的結果，但受固溶度的限制，添加量有限。
8. 添加合金元素，固然使 CCT 曲線變韌鐵區域右移，但要適當地控制熱平衡點溫度及瞬間切線斜率，才能得到理想的變韌鐵基地。
9. B 系列的控制方式，假設冷卻速率曲線一致的做法，並非不可行，只是影響因素眾多，較難控制。
10. 直接鑄造的方式，藉合金添加及脫模後冷卻速度之控制，可得上、下變韌鐵，其抗拉強度達 100 ~ 115 kgf/mm²，降伏強度達 90 ~ 100 kgf/mm²，延伸率達 1.5 ~ 3.0%，又可免除耗費能源的熱處理，有其經濟價值。
11. 本研究直接鑄造變韌鐵基地球狀石墨鑄鐵合金設計，宜控制在 Ni:1-2wt%, Mo:0.2-0.25wt%, Cu:0.4-0.8wt%，可獲得 80% 以上變韌鐵基地。

表 1-a 試片合金組成與冷卻參數表(A)系列

編號	化	學	組	成	wt%	水淬起始 溫度℃	水淬終止 溫度℃
	C	Si	Ni	Cu	Mo		
A1	3.5	2.4	1	0	0.25	950℃	750℃
A2	3.5	2.4	1	0	0.25	950℃	700℃
A3	3.5	2.4	1	0	0.25	950℃	650℃
AA4	3.5	2.4	2	0	0.25	950℃	750℃
A4	3.5	2.4	2	0	0.25	950℃	750℃
A5	3.5	2.4	2	0	0.25	950℃	700℃
A6	3.5	2.4	2	0	0.25	950℃	650℃
A7	3.5	2.4	1	0	0.35	950℃	750℃
A10	3.5	2.4	2	0	0.35	950℃	750℃
A11	3.5	2.4	2	0	0.35	950℃	700℃
A12	3.5	2.4	2	0	0.35	950℃	650℃
A13	3.5	2.4	0	0.5	0.25	950℃	750℃
A15	3.5	2.4	0	0.5	0.25	950℃	650℃
A16	3.5	2.4	0	1.0	0.25	950℃	750℃
A17	3.5	2.4	0	1.0	0.25	950℃	700℃
A18	3.5	2.4	0	1.0	0.25	950℃	650℃

表 1-b 試片合金組成與冷卻參數表 (B)系列

編號	化	學	組	成	wt%	水淬起始 溫度℃	水淬終止 溫度℃
	C	Si	Ni	Cu	Mo		
B3	3.5	2.4	2	0	0.15	950℃	650℃
B6	3.5	2.4	1	0	0.25	950℃	650℃
B7	3.5	2.4	2	0	0.25	950℃	650℃
B8	3.5	2.4	3	0	0.25	950℃	650℃
B9	3.5	2.4	0	0	0.35	950℃	650℃
B10	3.5	2.4	1	0	0.35	950℃	650℃
B11	3.5	2.4	2	0	0.35	950℃	650℃
B12	3.5	2.4	3	0	0.35	950℃	650℃
B13	3.5	2.4	0	0.5	0.25	950℃	650℃
B14	3.5	2.4	0	1.0	0.25	950℃	650℃

表 2. 試片化學組成；冷卻速率參數；組成相比例；機械性質以及石墨球化率一覽表

(L.B:下變韌鐵；U.B: 上變韌鐵；F.P:細波來鐵；Mart:麻田散鐵；R.A: 殘留沃斯田鐵；石墨球化率>80%：石墨球化好)

表 2	化 學 組 成										熱 平 衡 點 ℃	切 線 斜 率 ℃/min	Structure(定性)	定 量 金 相						機 械 性 質					球化率%
	預 定 C	實 際 C	預 定 Si	實 際 Si	預 定 Ni	實 際 Ni	預 定 Mo	實 際 Mo	預 定 Cu	實 際 Cu				R.A	L.B	U.B	F.P	Mar	白色 條狀 區域	(kg/mm ²) T.S.	(kg/mm ²) Y.S.	ε (%)	H _B C	H _V	
B3	3.5	3.54	2.4	2.3	2	2.3	0.15	0.16	0	0	647	5	石墨很好 +U.B	0	5	95	0	0	0	90.19	68.89	2.55	32.36	384.3	95.64
B6	3.5	3.52	2.4	2.38	1	1.1	0.25	0.24	0	0	509	2	石墨很好 +L.B	1.8	88	0	0	0	10.2	96.38	83.77	1.5	36.48	459	93.23
B7	3.5	3.49	2.4	2.32	2	2.2	0.25	0.23	0	0	440	1	石墨很好 +L.B	31.5	68.5	0	0	0	0	91.3	77.16	2.9	36.14	421	94.66
B8	3.5	3.48	2.4	2.37	3	3.1	0.25	0.24	0	0	558	15	石墨很好 +L.B	32	68	0	0	0	0	86.65	69.99	3.0	32.45	392	95.82
B9	3.5	3.48	2.4	2.3	0	0.1	0.35	0.34	0	0	540	3	石墨很好 +L.B	0	85	0	0	0	15	95.70	81.87	1.8	36.4	473	91
B10	3.5	3.47	2.4	2.35	1	1.0	0.35	0.35	0	0	610	3	石墨不錯 +L.B	0	77	5	0	0	18	88.86	71.16	1.35	34.65	470	85
B11	3.5	3.62	2.4	2.32	2	2.1	0.35	0.36	0	0	570	1	石墨不錯 +U.B	6.6	0	83.4	10	0	0	79.13	69.44	1.2	33.3	417	85
B12	3.5	3.49	2.4	2.35	3	3.1	0.35	0.35	0	0	530	1	石墨不錯 +L.B	25.8	70.2	0	0	0	4	83.77	74.4	1.5	35.86	430	89
B13	3.5	3.51	2.4	2.31	0	0.1	0.35	0.25	0.5	0.44	581	2	石墨不錯 +L.B+ Mart	0	67	0	0	28	5	101.9	82.67	2.5	34.41	498	87.66
B14	3.5	3.59	2.4	2.36	0	0.07	0.25	0.24	1.0	0.84	510	1	石墨很好 +L.B+ Mart	16.6	34	0	0	32.4	17	107.43	95.89	1.6	40.46	503	92.33
A1	3.5	3.48	2.4	2.41	1	1.1	0.25	0.24	0	0	560	2	石墨不錯 +L.B	0	86	0	0	0	14	105.44	94.34	1.85	38.2	408.8	87.66
A2	3.5	3.54	2.4	2.37	1	1.0	0.25	0.24	0	0	610	2	石墨不好 +U.B	0	0	85	0	0	15	63.66	63.37	1.05	25.91	386.4	76
A3	3.5	3.52	2.4	2.38	1	1.1	0.25	0.25	0	0	590	4	石墨尚可 +L.B	0	87	5	0	0	8	85.99	74.95	1.55	33.53	462.9	80.55
AA4	3.5	3.49	2.4	2.35	2	2.0	0.25	0.23	0	0	530	2	石墨很好 +L.B	0	90	3	0	0	7	110.29	96.67	3.06	34.88	511	71.3
A4	3.5	3.54	2.4	2.33	2	2.1	0.25	0.25	0	0	605	7	石墨不好 +U.B	0	0	95	0	0	5	71.18	64.48	1.55	27.32	421.6	60.71
A5	3.5	3.47	2.4	2.38	2	2.1	0.25	0.24	0	0	553	2	石墨不錯 +L.B	0	85	6	0	0	9	86.87	75.50	1.5	34.62	412.1	84.7
A6	3.5	3.50	2.4	2.35	2	2.1	0.25	0.24	0	0	614	3	石墨不錯 +U.B	0.5	0	90	9.5	0	0	86.43	70.54	2.25	29.88	459.5	80
A7	3.5	3.52	2.4	2.41	1	1.1	0.35	0.35	0	0	628	6	石墨不錯 +L.B	0	86	4	0	0	10	87.98	87.00	0.75	40.57	451.9	81
A10	3.5	3.51	2.4	2.43	2	2.1	0.35	0.34	0	0	450	1	石墨很好 +Mart+L.B	0	30	0	0	60	10	90.19	77.78	1.625	35.57	476.95	93.66
A11	3.5	3.52	2.4	2.37	2	1.9	0.35	0.33	0	0	550	3	石墨很好 +L.B	0	89	3	0	0	8	109.86	101.02	1.425	39.23	475.4	93.82
A12	3.5	3.49	2.4	2.37	2	2.0	0.35	0.34	0	0	522	2	石墨不錯 +L.B	0	88	2	0	0	10	105.66	94.35	1.95	38.59	494.7	81
A13	3.5	3.48	2.4	2.35		0.07	0.25	0.23	0.5	0.43	564	2	石墨不錯 +L.B+ Mart	0	80	0	0	15	5	114.06	101.325	1.55	40.3	483.2	82
A15	3.5	3.54	2.4	2.34	0	0.07	0.25	0.24	0.5	0.44	570	2	石墨很好 +Mart+L.B	0	26	0	0	65	9	117.16	102.93	2.78	42.54	446	90.33
A16	3.5	3.52	2.4	2.39	0	0.06	0.25	0.23	1.0	0.82	680	3	石墨不錯 +Mart+L.B	0	0	50	50	0	0	95.05	76.81	2.68	33.96	400.8	84
A17	3.5	3.47	2.4	2.38	0	0.06	0.25	0.24	1.0	0.84	473	5	石墨不錯 +L.B+ Mart	0	63	0	0	30	7	120.47	102.93	2.55	40.23	489.5	87
A18	3.5	3.53	2.4	2.4	0	0.05	0.25	0.24	1.0	0.84	450	3	石墨不錯 +L.B+ Mart	0	67	0	0	28	5	119.14	103.07	2.55	39.57	490	89.8

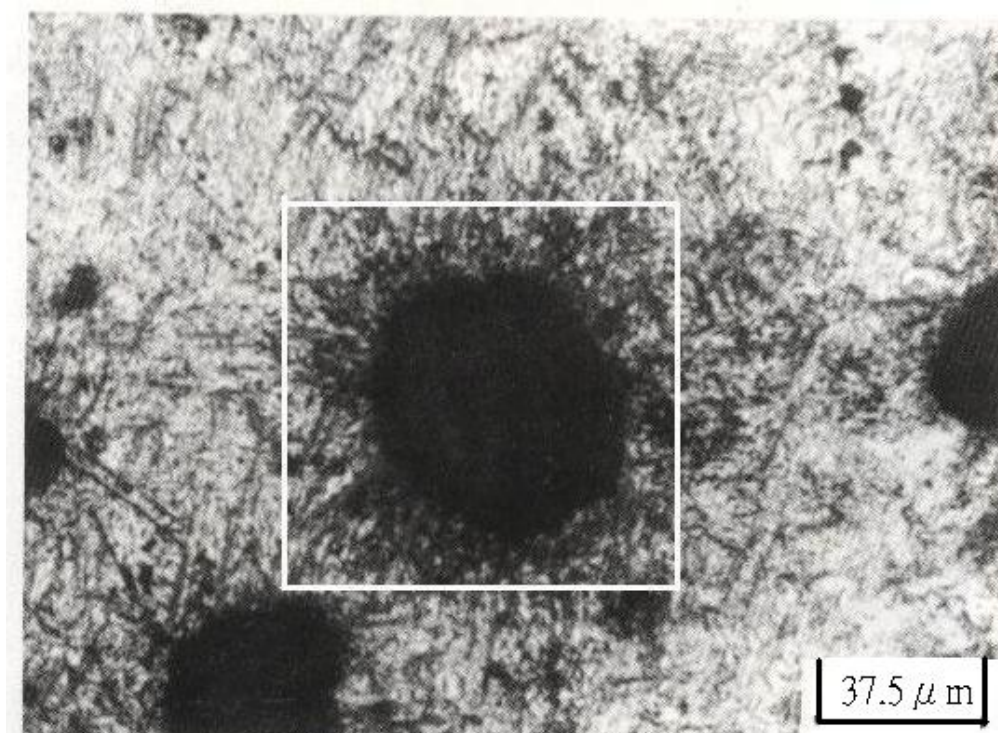
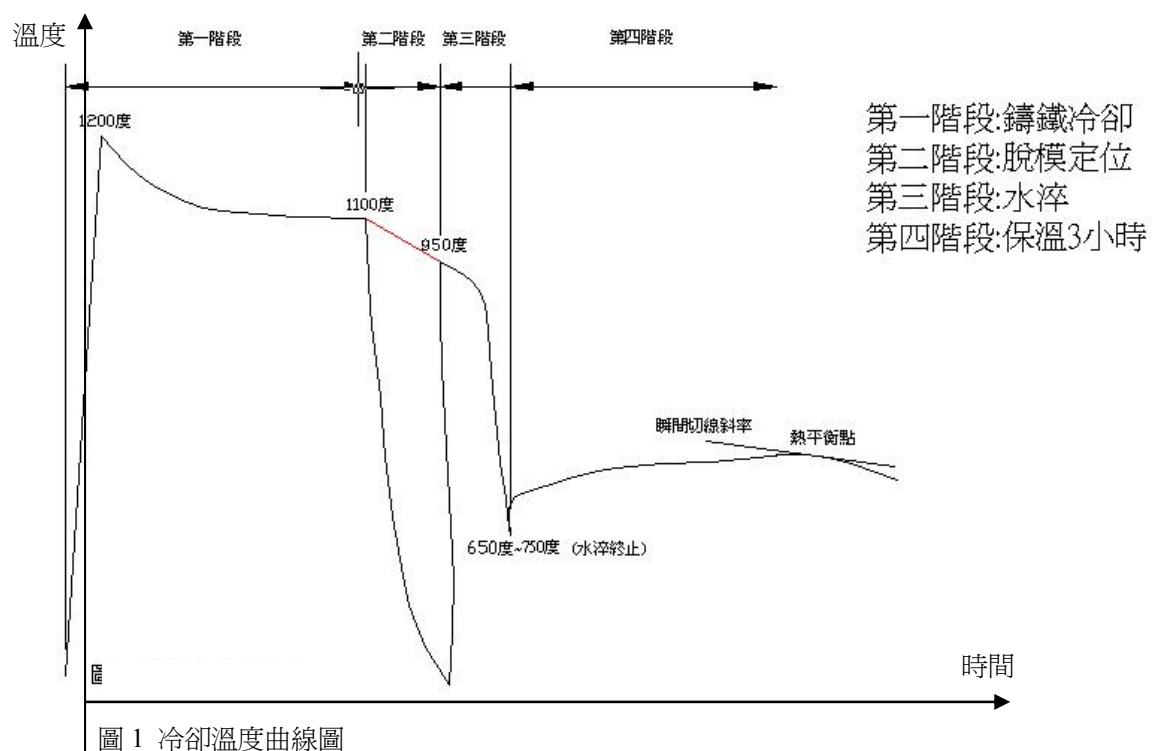


圖 2a 靠近石墨是「下變韌鐵」遠離石墨者是「上變韌鐵」。

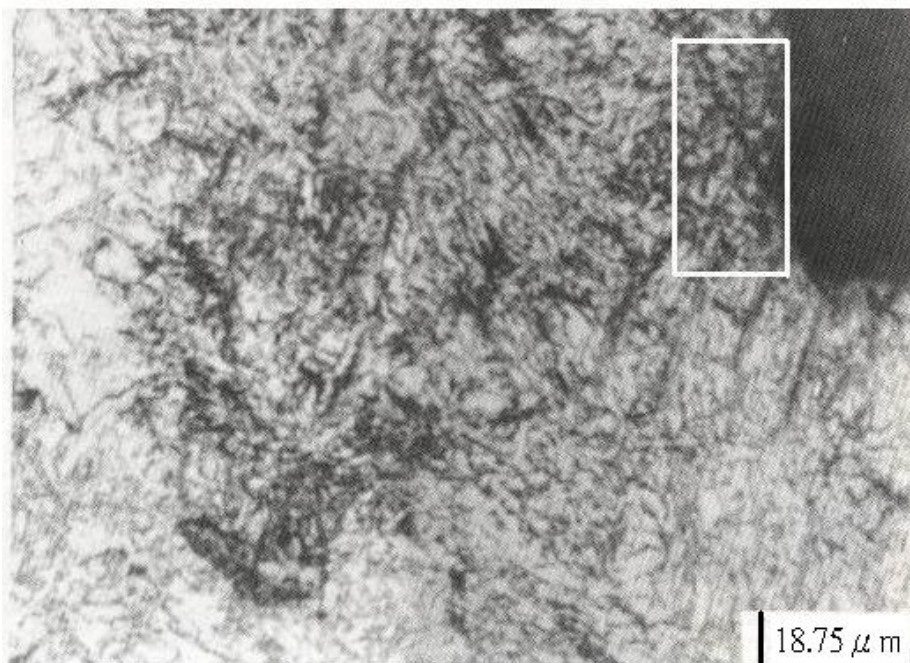


圖 2b 方框內「針狀下變韌鐵」。

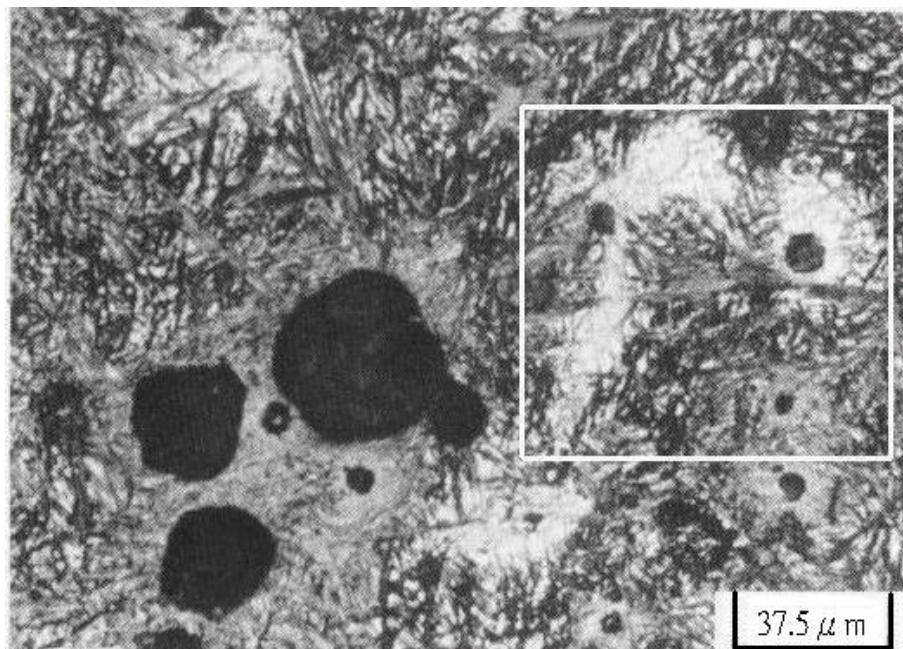


圖 3a 白色條狀區域變態為「肥粒鐵與碳化物」。

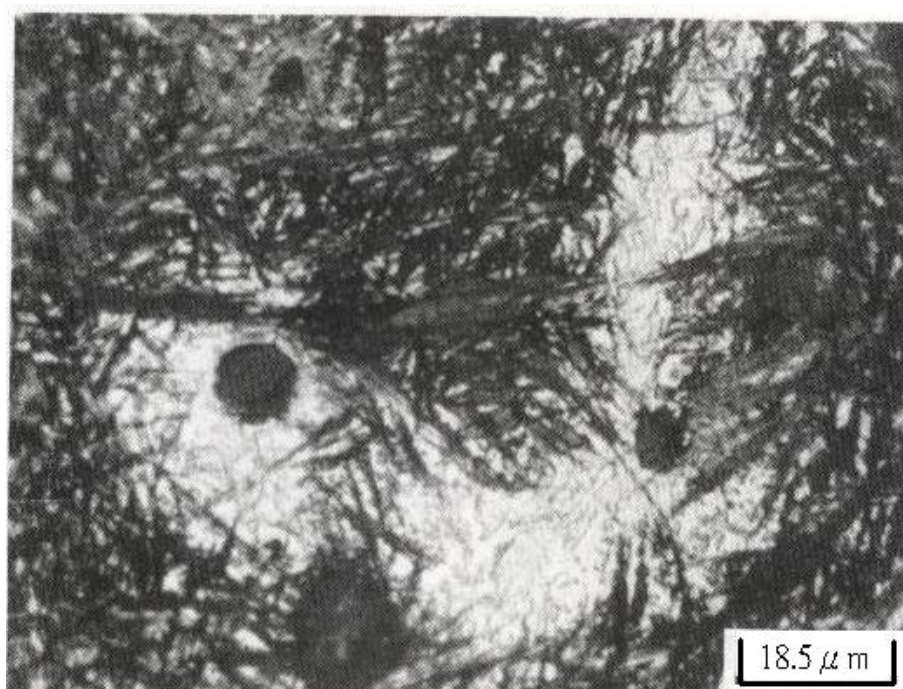


圖 3b 白色條狀物之放大圖內含白色板狀的碳化物。

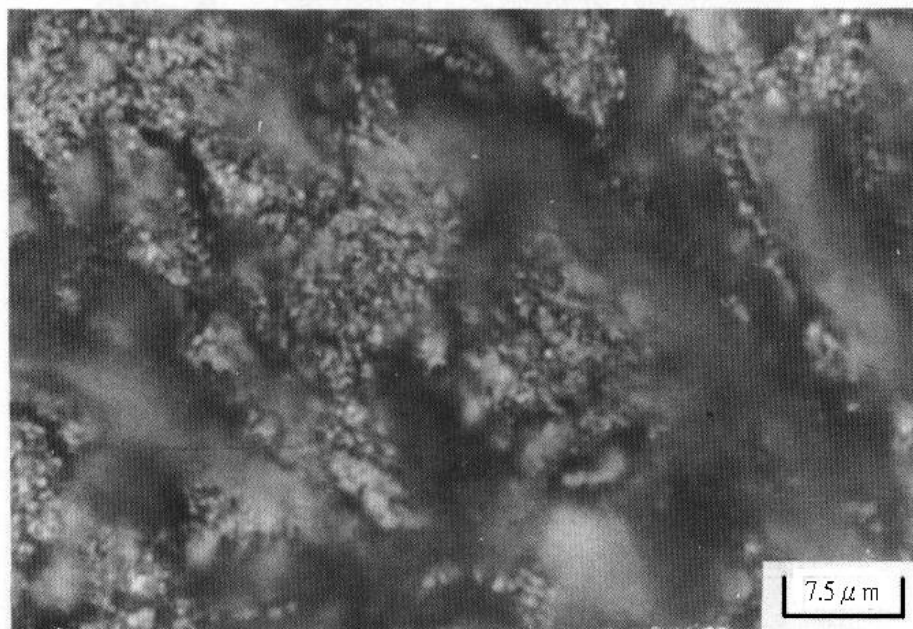


圖 4 殘留沃斯田鐵分解成「肥粒鐵與碳化物」(4% Nital 72°C 1min 腐蝕)。

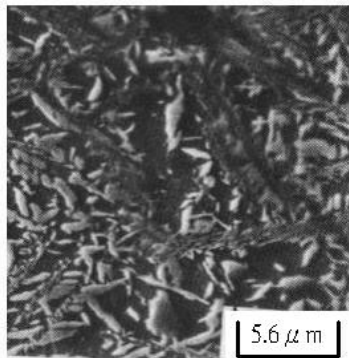


圖 5 A7 試片表面的SEM。條狀
碳化物與肥粒鐵交錯 60°

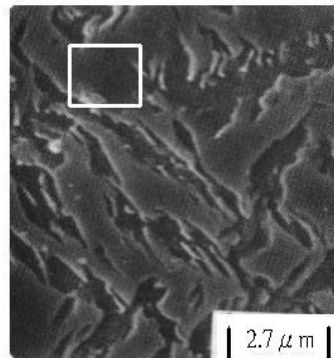


圖 6 B7 試片表面的SEM 中方
框內是殘留沃斯田鐵。

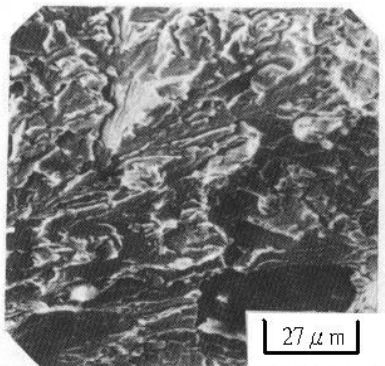


圖 7 A4 試片破壞型態的 SEM。
屬於準閹裂型態

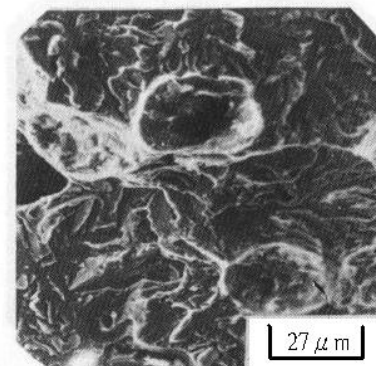


圖 8 A11 試片破壞型態的
SEM。屬於準閹裂型態

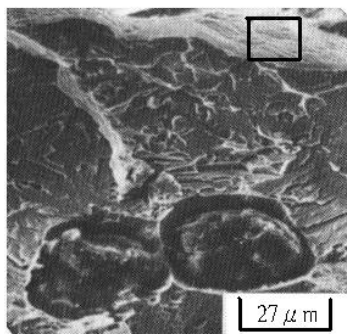


圖 9 B12 試片的拉力試驗，破壞
型態的 SEM。方框內有
dimple。

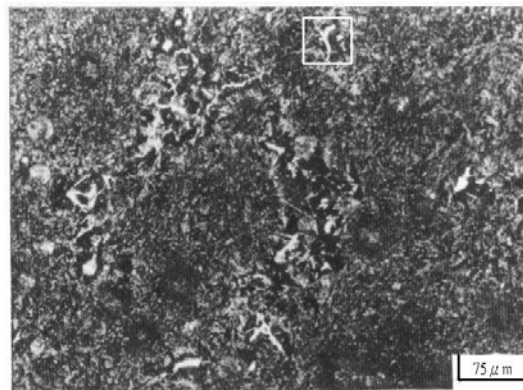


圖 10 方框內「細長條狀」雪明碳線

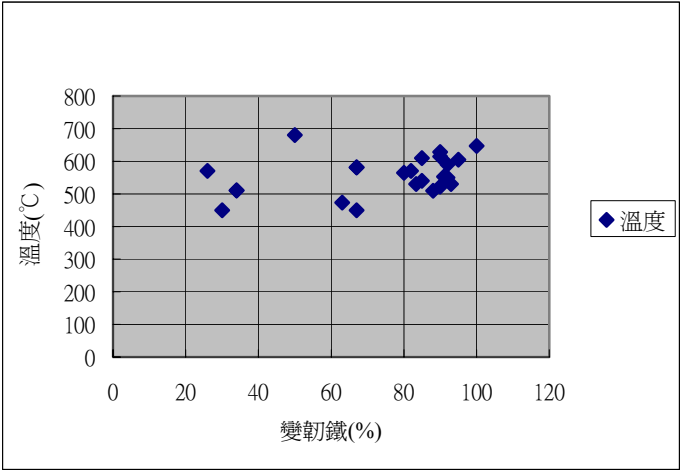


圖 11 熱平衡溫度(°C)對變韌鐵(%)分佈圖

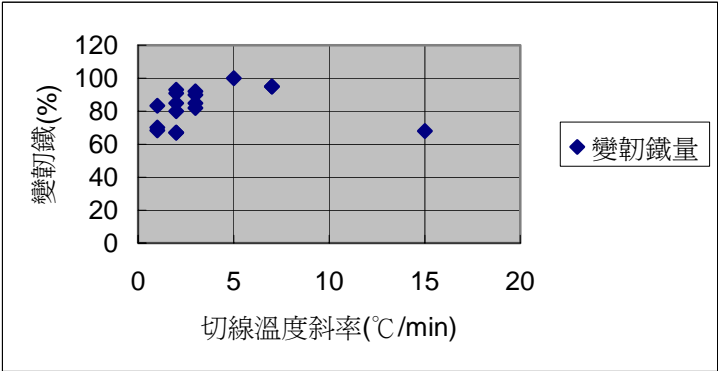


圖 12 變韌鐵(wt%)對切線溫度斜率(°C/min)分佈圖

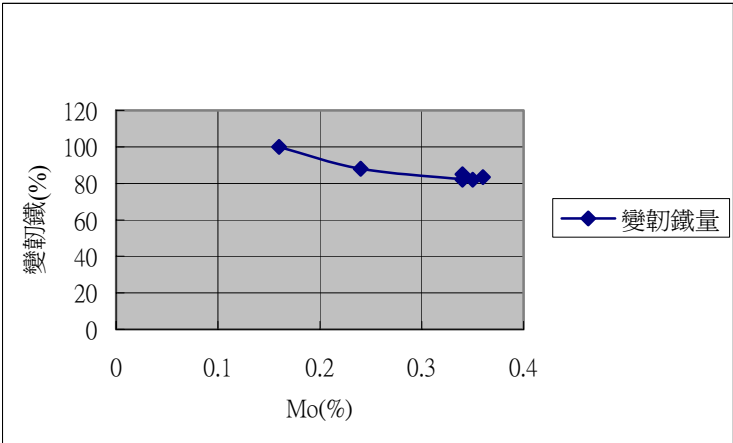


圖 13 變韌鐵(%)對 Mo(%)區線分佈圖

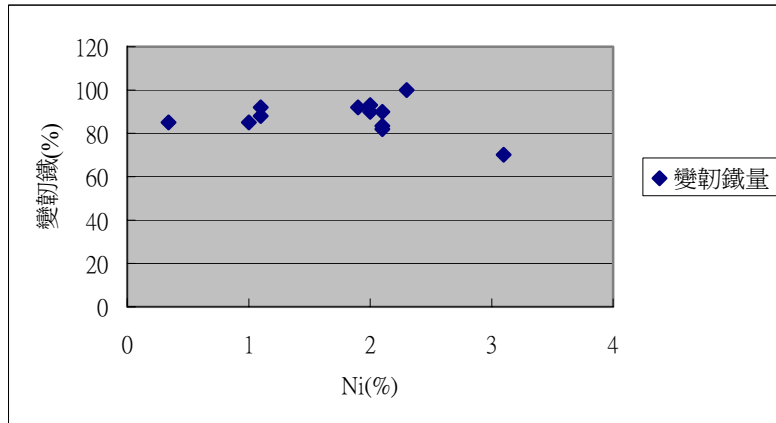


圖 14 變韌鐵(%)對 Ni(%)分佈圖

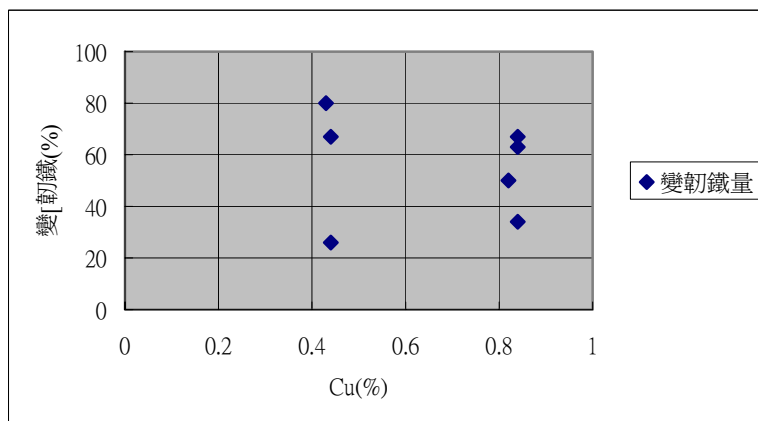


圖 15 變韌鐵(%)對 Cu(%)分佈圖

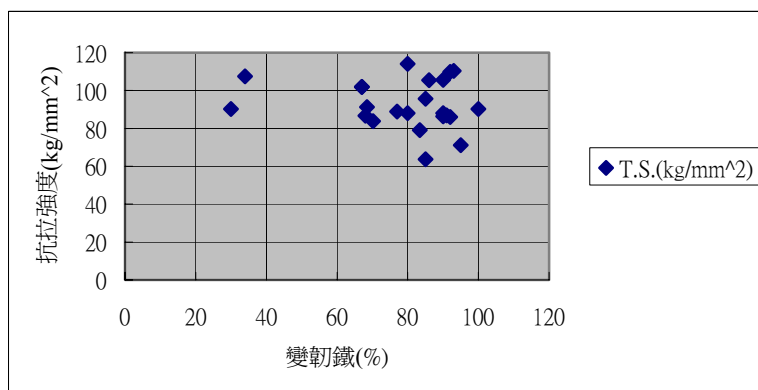


圖 16 抗拉強度對變韌鐵(%)分佈圖

參考文獻

1. E.N. Pan, "Compacted/Vermicular Graphite Cast Iron-Its Graphite Structure, Solidification Mechanism, Production Method, Quality Control, Properties, Application and Development (1)", CHUKUNG, No.40, March, PP. 16-25 (1984)
2. L.C. Chang and H.K.D.H. Bhadeshia "Metallographic observations of bainite transformation mechanism", Materials science and Technology, " Vol.11, PP.105-108 (1995)
3. S.M.A, Boutorabi, J.M. Young, and V. Kondic "Hardness and Tensile Properties of Austempered Aluminum-containing Ductile Iron", Cast Metals, Vol.6, PP.170-174 (1993)。
4. R.F. Hehemann, K.R. Kinsman, and H.I. Aronson, "A Debate on the Bainite Reaction", Metallurgical Transactions, Vol.3, PP. 1077-1094 (1972)
5. H.K.D.H. Bhadeshia and D.V. Edmonds, "The Bainite Transformation in a Silicon Steel", Metallurgical Transactions, Vol.10A, PP.895-907 (1979)
6. B.P.J. Sandvik, "The Bainite Reaction in Fe—Si—C Alloys: The Primary Stage", Metallurgical Transactions Vol.13A, PP. 777-787 (1982)
7. K.R. Kinsman, E. Eichen, and H.I. Aronson, "Electron Microprobe Study of the Carbon Content of Ferrite and Bainite in Fe—C—Mo and Fe—C—Cr alloys", Metallurgical Transactions, Vol.2, PP. 346-348 (1971)
8. K.R. Kinsman and H.I. Aaronson, "The Inverse Bainite Reaction in Hypereutectoid Fe—C Alloys", Metallurgical Transactions, Vol.1, PP. 1485-1488 (1970)
9. E. Dorazil, B. Barta, E. Munsterova, L. Stransky, A. Huvar, "High Strength Bainitic Ductile Cast Iron", AFS international Cast Metals Journal, PP. 52-62 (1982)
10. Yuichi Tanaka and Hidehiko Kage, "Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron", Materials Transactions, JIM, Vol.33, PP.543-557 (1992)
11. Liou Chun Chang and Hughes Hall, "Bainite Transform and Novel Bainitic Rail steels", A dissertation submitted for the degree of Doctor Philosophy at the University of Cambridge March (1995)
12. K.B. Rundman, R.C. Klug, "An X—ray and Metallographic Study of an Austempered Ductile Cast", AFS Transactions, PP. 499-514 (1982)

13. George Krauss, "Principles of Heat Treatment of Steel", PP. 12 (1980)
14. D.A. Harris, and R.J. Maitland, "The products of the isothermal decomposition of austenite in a spheroidal graphite cast iron", Iron and Steel, PP. 53-60. (1970)
15. D.A. Porter, K.E. Easterling, "Phase Transformation in Metals and Alloys", PP. 338-339 (1981)
16. K. Röhrig, "Zwischenstufenvergütetes Gubeisen mit Kugelgraphit", Gießerei — Praxis, PP. 2. (1983)
17. T.S. Shih, C.S. Chang, L.Z. Hwang and C.R. Loper Jr. "Mechanical Properties and Microstructures of Austempered Alloyed Ductile Irons", AFS Transactions, Vol.107, PP.793-808 (1991)
18. G.J. Cox, "Tensile properties of spheroidal graphite acicular irons", AFS Transactions, PP. 1-7 (1971)
19. R.D. Schelleng, "Tensile and Fatigue Properties of Nickel — Molybdenum Bainitic Ductile Iron", AFS Transaction, PP. 223-227 (1969)
20. J.F. JANOWAK and R.B. GUNDLACH, "Approaching Austempered Ductile Iron Properties by Controlled Cooling in the Foundry", American Society for Metals, Vol.4.No.1. PP.25-31 (1985)