

雙相區沃斯回火球墨鑄鐵處理之韌性研究

陳貞光^{1*}、蔡睿紳²、陳碧亭²、郭金國³

¹國立台北科技大學材料科學與工程研究所 副教授

²國立台北科技大學材料科學與工程研究所 研究生

³國立台灣師範大學工業教育學系 副教授

Toughening of ADI Austenitized at Intercritical Region

by J.K.Chen^{1*}, J.S.Tsai², B.T.Chen², C.G.Kuo³

Institute of Materials Science and Engineering, National Taipei University of Technology

¹Associate Professor, ²Graduate Student

Dept. of Industrial Education, National Taiwan Normal University

³Associate Professor

摘 要

本研究以商用之FCD700鑄鐵母材，在雙相區之溫度區間完成沃斯田鐵化之後，進行沃斯回火處理，並與傳統之沃斯回火延性鑄鐵(ADI)製程比較。實驗結果顯示試片的強度隨雙相區持溫溫度上升而上升，可達1000MPa以上，而傳統ADI製程更可達到1500 MPa，延性則隨沃斯田鐵化溫度上升而呈緩幅下降，兩者之互相折衷可以獲得一最佳之韌性製程範圍；同時利用沃斯回火溫度之調整，可以控制獲得較佳之塊狀沃斯田鐵分布，此等殘留沃斯田鐵於後續塑性加工製程中得以誘發變態程麻田散鐵，進一步提升ADI鑄鐵之韌性，將鑄鐵之韌性由初始的42 J/cm²大幅提升到161 J/cm²。

關鍵字：沃斯回火球墨鑄鐵、臨界溫度區間、殘留沃斯田鐵、變態誘發塑性

ABSTRACT

Commercial FCD700 cast irons are austenitized at intercritical region before austempering to compare with conventional austempering ductile iron (ADI) processes. The current study shows that the strengths of intercritically treated samples increase to over 1000MPa with increasing austenitizing temperatures. The ductility decreases slightly with the the austenitizing temperatures. The property combination can reach optimum toughness with combined processes. It is observed that distributions of bulky retained austenite is manipulated by adjusting austempering temperature. The retained austenite blocks are strain induced to form martensite during mechanical deformation. This transformation induced plasticity (TRIP) effect is responsible in improving the toughness of ADI by four fold from initial 42J/cm² to 161 J/cm².

Keywords: austempered ductile irons, intercritical austenitizing temperatures, retained austenite, TRIP

一、前言

由於沃斯回火球墨鑄鐵(austempered ductile iron 簡稱為ADI)能藉由不同的沃斯回火製程獲得寬廣的機械性質，使鑄件在產生高強度的同時，也具有好的延韌性、抗磨耗性和制震性等⁽¹⁾，特性接近鑄鋼；但是傳統ADI中大量的殘留沃斯田鐵組織，易在加工過程中變態形成麻田散鐵，使得加工困難度相對提高。

本實驗將商用球墨鑄鐵持溫在含有石墨、肥粒鐵相、沃斯田鐵相之臨界區間中，以保留部分初析肥粒鐵相、減少沃斯肥粒鐵相，使加工性獲得改善，並利用殘留沃斯田鐵的分布，選取強度及延韌性之較佳組合，探討其控制機械性質之機制。

二、實驗方法

2.1 試片製作

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 Table 1 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。

Table 1 Chemical compositions of FCD700

FCD700	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg
wt%	3.75	2.70	0.60	0.050	0.008	0.30	0.04

2.2 沃斯回火處理

本實驗所選定之部分沃斯田鐵化溫度，係參考Gerval等學者所提出的上、下臨界值計算式⁽²⁾如(1)、(2)式所示：

$$T_U(^{\circ}\text{C}) = 739 + 31.5w_{\text{Si}} - 7.7w_{\text{Cu}} - 18.7w_{\text{Mn}} + 3.3w_{\text{Mo}} - 10.7w_{\text{Cr}} - 26.0w_{\text{Ni}} \quad (1)$$

$$T_L(^{\circ}\text{C}) = 739 + 18.4w_{\text{Si}} + 2.0(w_{\text{Si}})^2 - 14.0w_{\text{Cu}} - 45.0w_{\text{Mn}} + 2.0w_{\text{Mo}} - 24.0w_{\text{Cr}} - 27.5w_{\text{Ni}} \quad (2)$$

$T_U(^{\circ}\text{C})$ ： $\alpha+\gamma$ +石墨區的上臨界溫度

$T_L(^{\circ}\text{C})$ ： $\alpha+\gamma$ +石墨區的下臨界溫度

w_i ：為材料內第*i*合金元素之含量(wt.%)

接著將Table 1之成分代入上述式子計算，可以求得本研究材質的上下臨界溫度分別為811℃及772℃。因此本實驗選擇此區間內的三個溫度，分別為775、790、805℃進行60min之持溫，作為部分沃斯田鐵化處理溫度與時間。本實驗除進行部分沃斯田鐵化熱處理之外，並選擇在900℃持溫60min進行傳統沃斯回火熱處理，以便比較機械性質。

在以上沃斯田鐵化處理之後，沃斯回火的溫度則選擇300及400℃等兩個溫度，回火持溫時間為60min，其熱處理流程與所有試片之處理參數如Fig.1與Table 2所示。各試片的代號係以“沃斯田鐵化溫度-回火溫度”表示之。

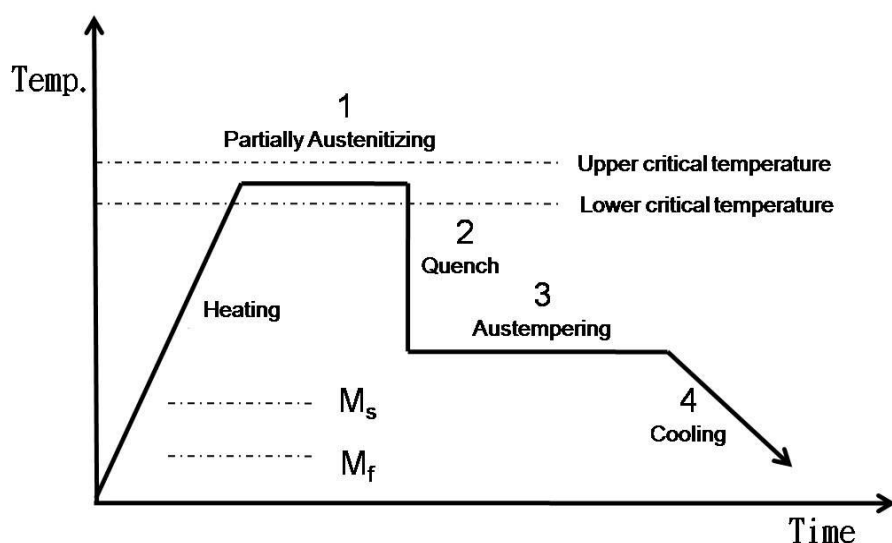


Fig.1 Schematics of the heat treatment process

Table 2 Process parameters of all heat treatments

Austenitizing temperature, °C (for 1hr)	775	790	805	900
Austempering temperature, °C (for 1hr)	300			
	400			

沃斯回火處理使用的鹽浴爐容積約為5L，鹽浴的成份為2.5公斤之 NaNO_3 及2.5公斤之 KNO_3 ，其熔點約為220°C，工作區間適合在240°C ~ 520°C之間。經熱處理後的試片，進行金相觀察及機械性質，包括拉伸、硬度、與衝擊試驗等測試。

2.3 數據分析

2.3.1 殘留沃斯田鐵含量計算

利用熱處理完後之圓塊，將其表面進行研磨、拋光，利用Rigaku DMX-2200 X-ray繞射儀測定，所測得的數據利用X光繞射定量相分析手法中的直接比較法⁽³⁾量測殘留沃斯田鐵量，其計算公式如下：

$$X_V = \frac{1}{1 + \frac{I_\alpha}{I_V} \cdot \frac{R_V}{R_\alpha}} \quad (3)$$

X_V ：殘留沃斯田鐵之體積分率

I_α ：肥粒鐵相(211)繞射峰之積分強度

I_V ：沃斯田鐵相(220)或(311)繞射峰之積分強度

$$R_V = \left(\frac{1}{V_V^2} \right) \left[|F_V|^2 P_V \left(\frac{1 + \cos^2 2\theta_V}{\sin^2 \theta_V \cos^2 \theta_V} \right) \right] (e^{-2M}) \quad (4)$$

$$R_a = \left(\frac{1}{V_a^2} \right) \left[|F_a|^2 P_a \left(\frac{1 + \cos^2 2\theta_a}{\sin^2 \theta_a \cos^2 \theta_a} \right) \right] (e^{-2M}) \quad (5)$$

V：單位晶胞的體積

F：結構因子

P：(hkl)面繞射的重複因子

θ ：繞射角

e^{-2M} ：弟白-華勒溫度因子⁽⁴⁾

由沃斯田鐵之晶格常數(a)，亦可代入方程式(6)，估算殘留沃斯田鐵中之含碳量 wt%C⁽⁵⁾：

$$a (\text{\AA}) = 3.555 + 0.044 \times \text{wt\%C} \quad (6)$$

2.3.2 應變硬化指數計算

應變硬化指數(n)能反應出試片受外力作用時，抵抗頸縮現象發生的能力，硬化指數越高的材料，其抵抗頸縮能力愈強，會具有較佳的延性，故依據ASTM E 646 – 07之規範，以1mm/min拉伸並將工程應力對工程應變曲線，轉換成真應力(σ_t)對真應變(ϵ_t)以對數方式作圖，取其最終1%部分，依式(7)的Hollomon Equation進行線性迴歸，其斜率即為應變硬化指數，本文利用此數據來討論材料延韌性提升之效果。

$$\ln \sigma_t = n \ln \epsilon_t + k \quad (7)$$

三、 結果與討論

3.1 顯微組織觀察

Table 3顯示所有試片中各相之體積分率，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，最後變韌肥粒鐵體積分率是由沃斯肥粒鐵扣除殘留沃斯田鐵相所得。

Table 3 Fractions of all phases (vol.%) in samples after different heat treatments

Process	Proeutectoid Ferrite (PF)	Graphite	Ausferrite (AF)	Retained Austenite (RA)	Bainitic Ferrite (BF)
775-300	61	14	25	8.2	16.8
795-300	43	14	43	13.2	29.8
805-300	19	14	67	13.9	53.1
775-400	61	14	25	9.0	16.0
795-400	43	14	43	15.3	27.7
805-400	19	14	67	20.9	46.1

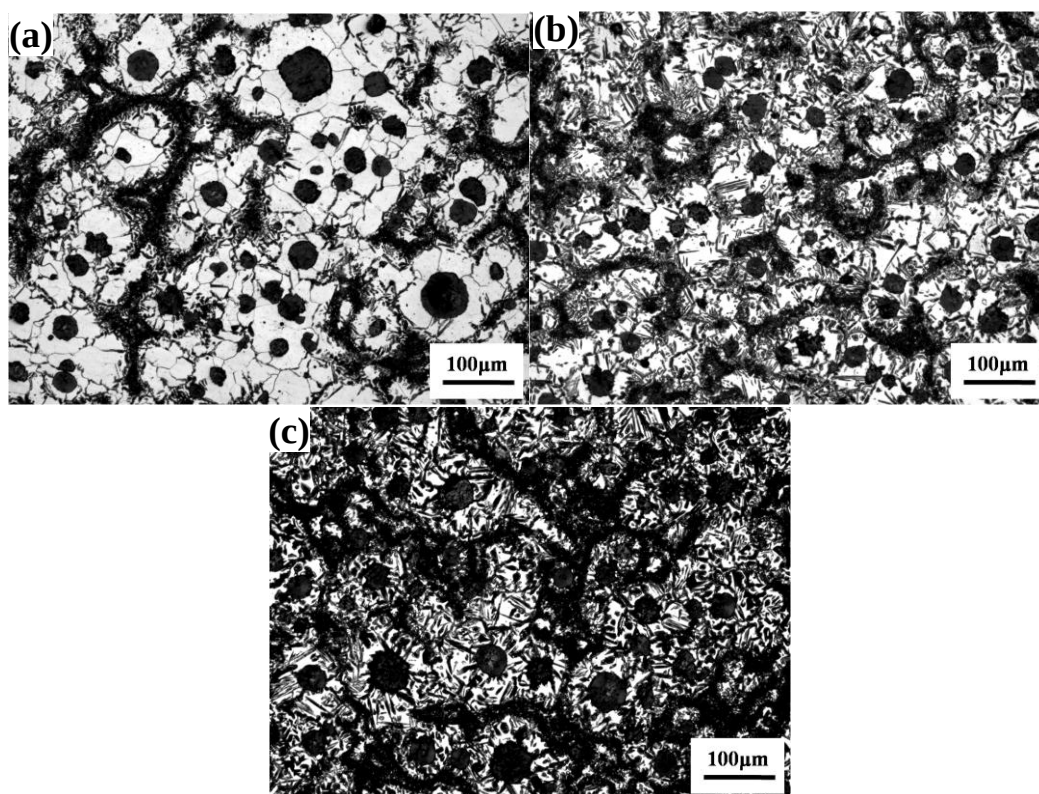


Fig.2 Microstructures of ductile iron austenitized at (a) 775°C, (b) 790°C, (c) 805°C and austempered at 300°C.

藉由金相組織的統計(Table 3)能觀察到不同的部分沃斯田鐵化溫度均保留部分初析肥粒鐵。當部分沃斯田鐵化溫度升高，所保留的初析肥粒鐵漸漸減少，取而代之的是沃斯肥粒鐵；如Fig.2(a)為使用775°C的沃斯田鐵化溫度，其組織中可以觀察到大量的初析肥粒鐵，含量約為60%，沃斯肥粒鐵約為25%，其餘為石墨。而隨著部分沃斯田鐵化溫度越提高，初析肥粒鐵晶界愈難以觀察到，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，如Fig.2(c)中黑色部份組織，當部份沃斯田鐵化溫度為805°C時，其含量提高到67%。

金相組織形貌在不同回火溫度的差異方面，當在300°C執行沃斯回火時，因具有較大之過冷度，有利變韌肥粒鐵成核，但碳的擴散速率較慢，而不利於肥粒鐵成長，故其組織是細且密之針狀結構，而殘留沃斯田鐵則是以非常細小之形貌鑲嵌於變韌肥粒鐵旁如 Fig.3(a) 所示。

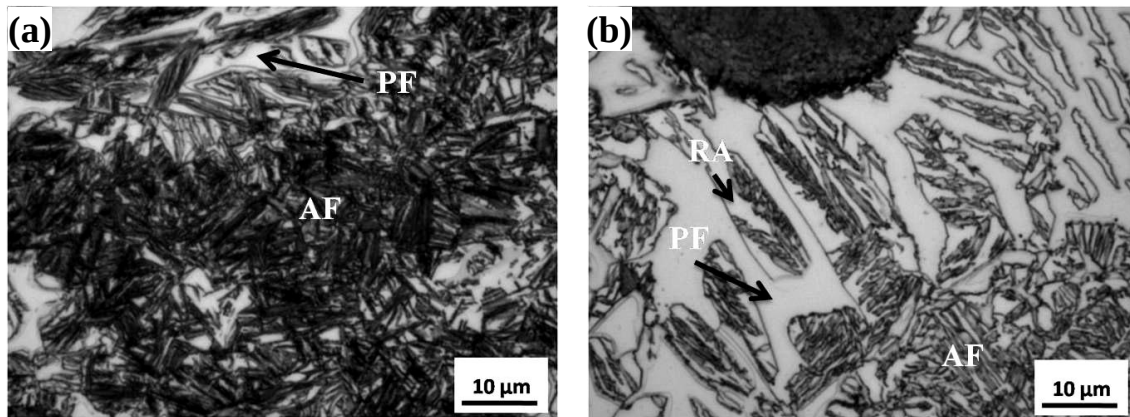


Fig.3 SEM microstructures of ductile iron austenitized in 805°C and austempered at (a) 300°C (b) 400°C (PF: proeutectoid ferrite, RA: retained austenite, AF: ausferrite.)

相反地，當沃斯回火溫度設於400°C時，其過冷度較300°C過冷度小，變韌肥粒鐵成核較少，而碳的擴散速率較快，有助變韌肥粒鐵成長，所以經400°C回火之試片其變韌肥粒鐵形貌是粗疏的稻穗狀結構，且保有需多島狀殘留沃斯田鐵，如 Fig 3(b) 所示，且經較高溫回火之試片，其殘留沃斯田鐵含量也會較高，此由 Table 3 之金相組織統計也可確認。

3.2 機械性質

Fig.4顯示，隨沃斯田鐵化溫度之提高時，其初析肥粒鐵隨溫度愈高保留愈少，取而代之的強韌沃斯肥粒體，造成抗拉強度愈趨遞增。而擁有較細密組織的300°C回火試片，抗拉強度皆高於400°C回火試片，原材料FCD700之抗拉強度則介於所有部分沃斯回火製程之間。傳統ADI 900-300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之譜，而製程900-400試片之抗拉強度則介於805-300及805-400試片之間。

當沃斯田鐵化溫度達到805°C時，以兩種沃斯回火溫度製程均可產生強度高於FCD700之特性，其中805-300試片的強度達1000MPa亦高於傳統900-400試片之強度。由以上結果顯示，利用臨界沃斯回火製程，仍有機會造就高於傳統沃斯回火製程之抗拉強度。

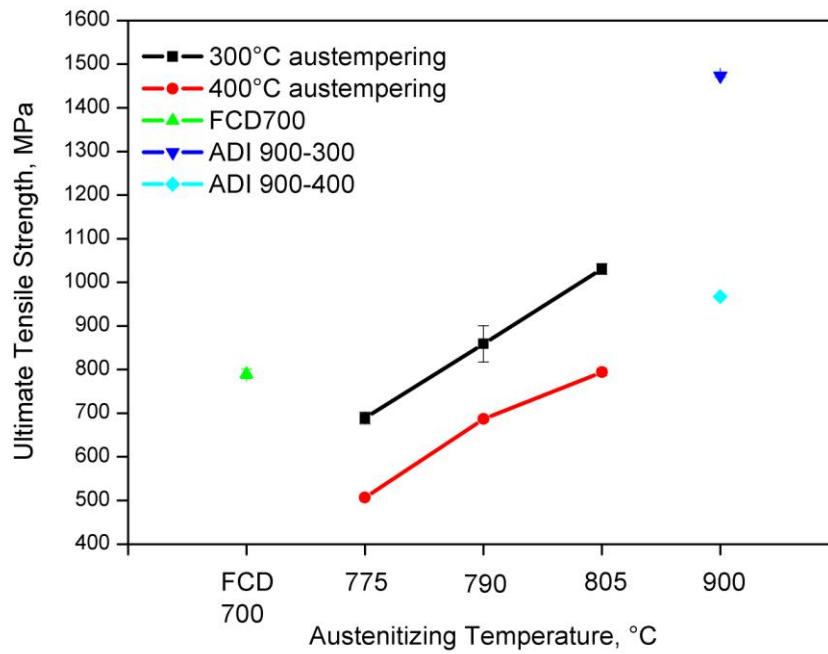


Fig. 4 Tensile strengths of samples treated at different austenitizing and austempering temperatures

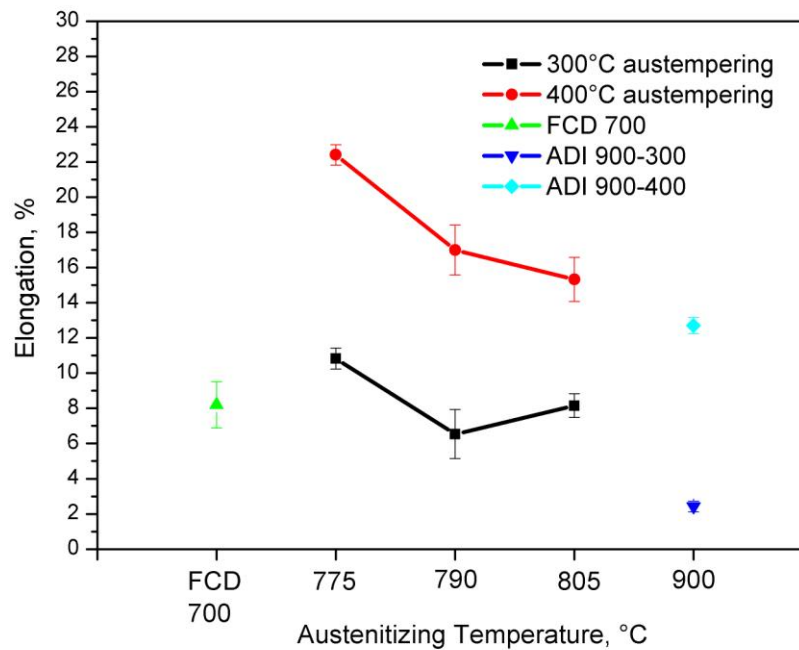


Fig. 5 Elongation of all samples treated at different austenitizing and austempering temperatures.

試片伸長率則隨部分沃斯田鐵化溫度的提高而下降(Fig. 5)，此點主要是因初析肥粒鐵隨部分沃斯田鐵化溫度增高而減少之故，而經由400°C回火之試片因含較多

的殘留沃斯田鐵，使其伸長率都較高於300°C回火試片，且400°C回火試片，除伸長率高於傳統ADI之外，也能在強度不低於原材料的狀況下，具備至少高出原材料一倍的延伸率。

Fig.6顯示部分沃斯回火製程的試片衝擊能與原材料及傳統ADI之比較，可以發現原FCD700母材的衝擊能僅達42J，經過熱處理後大幅提升；其中以400°C進行沃斯回火的試片衝擊能皆高於300°C回火試片，這是殘留沃斯田鐵含量較高所導致，再加上其基體組織中都含有初析肥粒鐵，故使其衝擊能皆高於傳統ADI。最高的衝擊能由805-400試片產生，可以達到162J，接近原母材衝擊能的四倍，此值高於傳統的900-400ADI試片，亦高於790-400試片，顯示較佳的部分沃斯田鐵化溫度介於該兩個溫度之間，可以獲得最佳的衝擊能，此亦表示較高衝擊能的產生，與少量的初析肥粒鐵分佈及後續沃斯回火產生加乘效果有關。

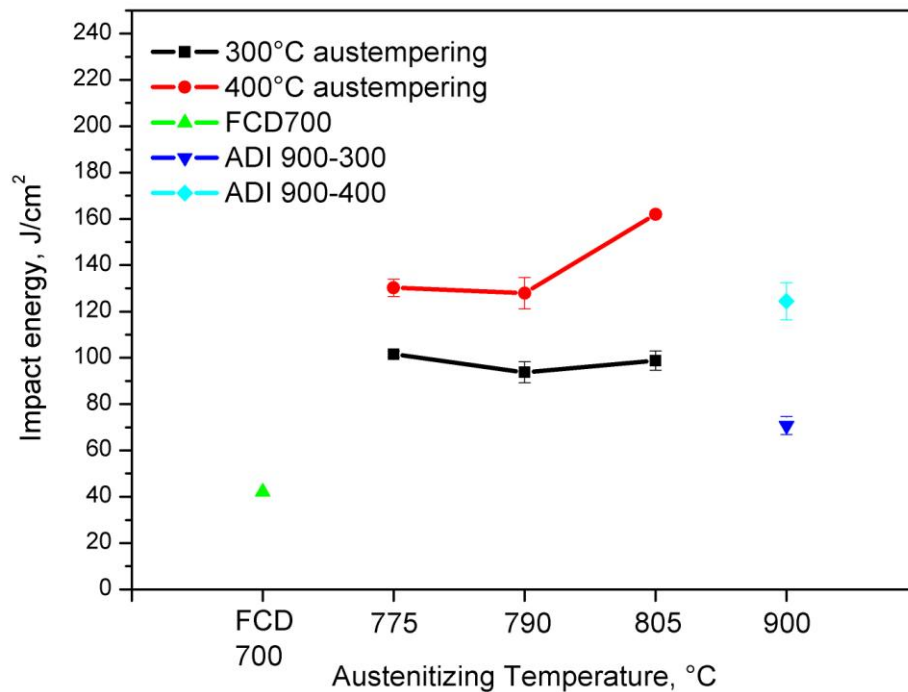


Fig. 6 Impact energies of samples treated at different austenitizing and austempering temperatures

3.3 塑性變形之組織變化

觀察經拉伸及衝擊過後的試棒內部，試棒於受力過程後，沃斯田鐵轉變成麻田散鐵效應非常明顯(Fig.7)，且當愈接近上臨界之部分沃斯田鐵化溫度及配合高溫的回火溫度時，容易殘留下粗大塊狀沃斯田鐵，在受應力作用後誘發許多麻田散鐵，所以於400°C回火時，極佳的延韌性乃是由於沃斯田鐵在塑性變形期間吸收應變能誘發麻田散鐵變態所引起⁽⁶⁾，此現象與鋼材中相變態誘發塑性的TRIP效應類似。

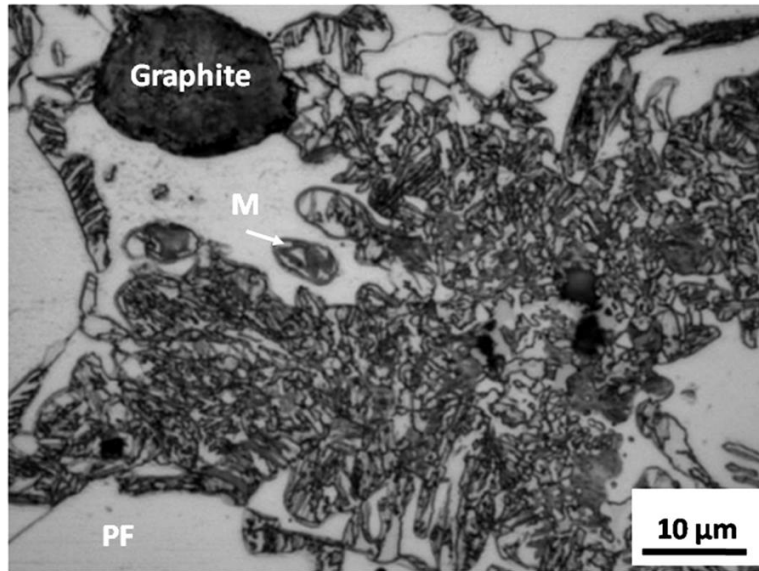


Fig. 7 Microstructures near the fracture surfaces of the 775-400 tensile test samples (M: martensite formed on original retained austenite, PF: proeutectoid Ferrite)

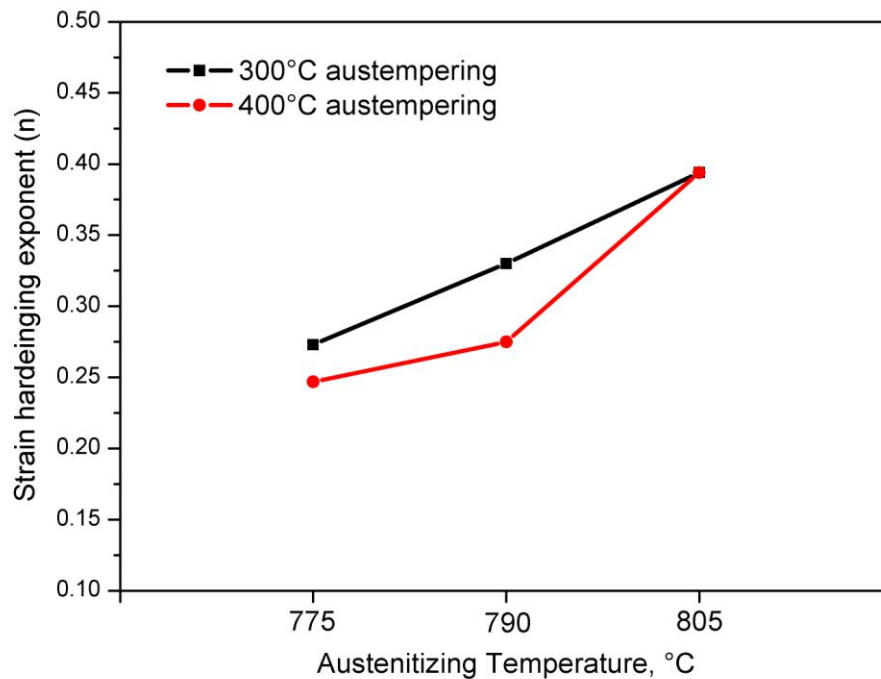


Fig. 8 n-values of samples treated at different austenitizing and austempering temperatures

進一步藉由應變硬化係數的比較(Fig. 8)，可以觀察到應變硬化係數隨部分沃斯田鐵化溫度升高有增高的趨勢，此與沃斯肥粒鐵之組織含量較高有關⁽⁷⁾。

而在不同回火溫度方面，則以300°C回火試片之應變硬化指數高於以400°C回火之試片，此乃因以低溫回火時，其沃斯肥粒鐵組織中，變韌肥粒鐵含量較高，再加上沃斯田鐵以較細密的形貌存在，並具備較高的含碳量存在於針狀肥粒鐵板片中(如Table 4)；由於較高含碳量之沃斯田鐵需較大的能量來誘發麻田散鐵，故能吸收一極大應力，當誘發麻田散鐵後能強化變韌肥粒鐵板條造成加工硬化，使整體強度迅速提升，因此加工硬化指數通常高於以高溫回火之熱處理。

而經400°C回火的試片，沃斯肥粒鐵其肥粒鐵板條量少且粗大，殘留沃斯田鐵更常以塊狀存在，其平均含碳量較低(如Table 4)，因此受較小之應力即能誘發麻田散鐵相變態⁽⁸⁾，因而以增加延韌性為主。

Table 4 Austenitic carbon contents in samples by different heat treatments

Sample	Carbon in austenite, C_γ (wt%)	Fraction of retained austenite, X_γ (vol.%)	Austenitic carbon $C_\gamma \cdot X_\gamma$
775-300	1.67	8.16	13.63
790-300	1.70	13.22	22.60
805-300	1.74	13.90	24.19
775-400	1.56	8.96	13.98
790-400	1.62	15.30	24.79
805-400	1.56	20.88	32.57

本研究中延韌性質表現最佳之製程組合為805-400試片。Table 4將各製程之殘留沃斯田鐵的含碳量(C_γ)及殘留沃斯田鐵含量(X_γ)相乘獲得 $C_\gamma \cdot X_\gamma$ ，可以獲得代表殘留沃斯田鐵中的總含碳量值，其中，以製程805-400具備最高值32.57，代表其應變硬化效果最為顯著，使其在具備較佳延韌性之餘，強度也能獲得提升，其應變硬化效果幾乎與製程805-300相當(Fig.8)。

3.4 破斷面觀察

Fig.9觀察拉伸試片之破斷面可以發現裂紋旁分佈著許多麻田散鐵，在麻田散鐵的變態過程中，由沃斯田鐵的FCC構造轉變成麻田散鐵的BCT構造，因為體積膨脹產生壓應力，如此能消除裂痕尖端的應力集中，防止其持續傳遞；進一步可藉由SEM分析大部分裂縫起始的位置，通常是碳化物所集中的區域。由於部分沃斯田鐵化沃斯回火製程溫度不高，因此碳化物並未固溶；而殘留沃斯田鐵緊鄰其旁，在裂縫延伸時，藉由形成麻田散鐵阻擋其裂縫傳遞，顯示塑性變形誘發形成的麻田散鐵，能夠在材料變形過程中發揮提高韌性的效果。

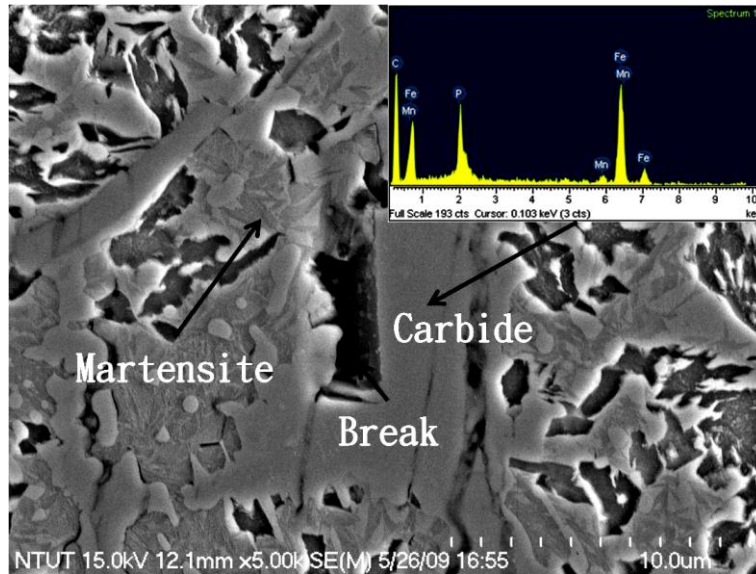


Fig. 9 SEM and EDS observations of the fracture front

四、結論

1. 當球墨鑄鐵進行部份沃斯田鐵化沃斯回火熱處理後，可藉由控制部分沃斯田鐵化溫度控制其肥粒鐵與沃斯肥粒鐵的含量。經部分沃斯田鐵化沃斯回火熱處理後，強度高於未熱處理之 FCD700 母材、但低於傳統沃斯回火球墨鑄鐵，而其衝擊能及伸長率性質則有顯著的提升。
2. 在接近上臨界溫度進行部分沃斯田鐵化(805°C)，並配合高溫的回火熱處理後(400°C)，產生 793MPa 強度、16%伸長率、以及 161J 衝擊能的性質組合最佳，均高於 FCD700 之原材性質。此一最佳組合並在殘留沃斯田鐵中保留最高之總含碳量。
3. 觀察受拉伸後的試片，殘留沃斯田鐵轉換成麻田散鐵效應非常明顯，其應變硬化指數與沃斯田鐵形貌、含碳量及體積分率有關，而愈接近上臨界溫度處理的試片呈現愈高的趨勢。藉由殘留沃斯田鐵轉變成麻田散鐵相，可以吸收破裂尖端之應力，阻擋裂縫傳遞，因此提高材料之延性，此特性與相變態誘發塑性的 TRIP 現象相互吻合。

五、誌謝

本研究承蒙國科會 NSC 98-2221-E-027-031 計畫提供研究經費與勤美股份有限公司提供材料支持，特此致謝。

六、參考文獻

- (1) J. R. Laub, "Transportation Takes Advantage of Austempered Ductile Iron", Heat Treating, 1992, pp. 18-23.
- (2) V. Gerval and J. Lacaze, "Critical Temperature Range in Spheroidal Graphite Cast Irons", ISIJ International, 40, 4, 2002, pp. 386-392.

- (3) B. D. Cullity and S. R. Stock, Elements of X-Ray Diffraction, New Jersey: Prentice Hall, 2001, pp. 351-355.
- (4) C. Kim, " X-ray Method of Measuring Retained Austenite in Heat Treated White Cast Irons", Journal of Heat Treating, 1, 1, 1979, pp. 43-51.
- (5) M. H. Saleh and R. Priestner, "Retained Austenite in Dual-Phase Silicon Steels and Its Effect on Mechanical Properties", Journal of Materials Processing Technology, 113, 2001, pp.587-593.
- (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) S.Daber, P.P.Rao, "Formation of Strain-Induced Martensite in Austempered Ductile Iron", J. Mater. Sci., 43, 2008, pp.357-367.
- (8) M. J. Perez, M. M . Cisneros, H. F. Lopez, "Wear Resistance of Cu-Ni-Mo Austempered Ductile Iron", Wear, 260, 2006, pp. 879-885.