

# 熱處理對於不同鑄造方式之 AISI 420 不銹鋼微結構與機械性質影響

陳松嶺\* 張世賢 楊衍鴻 李俊毅

國立台北科技大學材料科學與工程研究所

本研究藉著不同的鑄造方式與持溫時間，比較其對 AISI 420 不銹鋼微結構與機械性質之影響，微結構的探討包含晶粒大小、碳化物析出與破壞分析；機械性質差異之比較方面，如硬度、衝擊值、抗拉強度、斷面收縮率與伸長率等，此外，同時進一步探討微結構組織產生之差異，對於機械性質所造成之影響。AISI 420 不銹鋼鑄錠是採用瑞典 Uddeholm 公司製造之預熔合金顆粒(Granshot)，其鑄件之製備係使用高週波熔煉爐，於一般大氣條件下進行。每一爐次加入 7 公斤之原始塊材，待溫度升至 1700°C 後開始進行持溫，持溫時間為 1 分鐘、10 分鐘與 30 分鐘，並分別澆鑄於金屬模與乾砂模，鑄造凝固完成後之鋼錠，使用退火調質，再依流動方向取樣；接著進行淬火與低溫回火處理，藉以探討不同鑄造方式與持溫時間對於 AISI 420 不銹鋼顯微結構與機械性質之影響。實驗結果顯示，AISI 420 不銹鋼鑄造方法需在一定的熔融高溫下(1700°C)，以提供金屬液凝固所需之驅動力，原始鑄錠的樹枝狀晶比率，隨持溫時間的增加而上升。較長持溫時間(30 分鐘)的乾砂模鑄錠，經過熱處理後具有較佳的衝擊韌性，平均的衝擊值由 7.63 J 提升至 14.3 J；相反地，由於較快的冷卻速率，較長持溫時間(30 分鐘)的金屬模鑄件，經過熱處理後其衝擊值反而由 5.77 J 下降至 2.93 J，顯示持溫時間的增加，對金屬模鑄件的韌性並沒有幫助。

**關鍵字：**鑄造、AISI 420 不銹鋼、退火、淬火、低溫回火

## 1.前言

AISI 420 不銹鋼屬於麻田散鐵型不銹鋼，需要藉由熱處理達到硬化，改變其機械性質提升耐蝕性<sup>(1)</sup>，其具備優異的硬化能，在一般的條件下即可形成麻田散鐵組織，典型的 AISI 420 不銹鋼不含鎳，故耐腐蝕性低於一般的沃斯田鐵型、肥粒鐵型不銹鋼，只能適用於輕度腐蝕的環境<sup>(2)</sup>，但相對的其原料價格較便宜，且能藉由熱處理產生麻田散鐵，來提升材料的耐磨耗性與強度，此類不銹鋼在業界中多用來製造較高硬度與高精度模具、醫療器材、彈簧、軸承、螺栓、閥門及軸件等需要承受高應力之零件<sup>(3)</sup>。

本研究嘗試使用不同持溫時間與鑄造方式來製造 AISI 420 麻田散鐵型不銹鋼，研究中將針對顯微組織與機械性質的影響來進行一系列的探討，藉此過程建立並評估不同製程的 AISI 420 麻田散鐵型不銹鋼，從原料冶煉、澆鑄成形到熱處理與機械加工過程的完善機制，希望有利於國內在鑄造 AISI 420 麻田散鐵型不銹鋼範疇的開發與研究。

麻田散鐵型不銹鋼中，鉻的質量百分率介於 11.5 % 至 18.0 % 之間，碳的質量分率最高可達 0.6 %，依照碳元素的添加，又可細分為低碳、中碳與高碳三種類型<sup>(4)</sup>，微量的鎳元素亦常添加於此類不銹鋼中，藉以提升抗腐蝕能力與促進麻田散鐵相析出，而藉由鉻、鎳元素的添加又可細分出，麻田散鐵型鎳鉻不銹鋼、析出硬化不銹鋼與麻田散鐵型時效不銹鋼<sup>(5)</sup>。麻田散鐵組織，是由高溫沃斯田鐵急速冷卻，轉換而成的體心四邊形結晶，硬度高可用於高溫 700 °C 以下，於 400~650 °C 時，易產生脆化，其機械性能取決於回火溫度，某些須經熱處理硬化才具有耐腐蝕性，如 AISI 420 與 440 不銹鋼。

對於 AISI 420 不銹鋼材而言，若無經過熱處理程序，或熱處理不當，也無法發揮材料最大特性<sup>(6)</sup>，過程中需避免淬火裂痕與變形並且提高其韌性，須將模具鋼做回火處理，並可提升加工性有利於刀具切削及壽命延長，本實驗使用之 AISI 420 不銹鋼熱處理製程可分成：退火熱處理、淬火與低溫回火熱處理<sup>(7-8)</sup>

## 2.實驗方法

本研究之實驗流程可分為幾個部份，包括合金鑄錠的熔煉、澆鑄、退火、試片加工、淬火、回火及顯微組織與機械性質的分析。首先於大氣狀態下以高週波爐逐步升溫至 1700°C 後，保持固定之溫度並使用三種持溫時間分別為 1 分鐘、10 分鐘與 30 分鐘，將不銹鋼原料預熔合金顆粒(Granshot)製備成 AISI 420 合金鑄錠，接著將 AISI 420 合金鑄錠退火處理，而後以鋸床進行初步切割，再使用銑床、線切割機(Wire Electrical Discharge Machine, WEDM)與磨床，

進行衝擊試片之製作，每一鑄錠依前、中、後段分別做出衝擊試片，再針對這些材料進行顯微組織性質與機械性質的分析，再選出澆鑄品質較優良之部位進行淬火、低溫回火處理，最後再比較其機械性質與顯微組織性質的的差異，本實驗之流程如圖 1 所示。

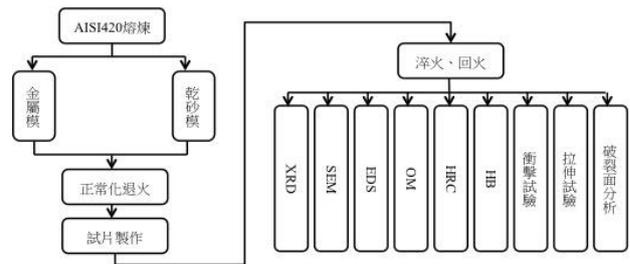


圖 1 實驗流程圖

本實驗所使用的 AISI 420 預熔合金顆粒(Granshot)其成分比例分別為：13.6 % Cr、0.3 % V、0.38 % C、0.9 % Si 及 0.5 % Mn 與 84.32 % Fe，其化學成分如表 1 所示。

表 1 AISI 420 預熔合金顆粒(wt%)

Cr	V	C	Mn	Si	Fe
13.6	0.3	0.38	0.5	0.9	84.32

## 3.結果與討論

### 3.1 衝擊試驗

本實驗在衝擊試驗中，金屬模與乾砂模之衝擊強度呈現相反的趨勢，金屬模鑄錠的抗衝擊能力隨著持溫時間的增加而減少，以中段試片為例，持溫 1 分鐘的衝擊試片吸收能為 6 J (Joule)，持溫時間 10 分鐘的衝擊試片吸收能為 4 J，持溫 30 分鐘的衝擊試片吸收能下降到了 3.2 J，持溫時間與衝擊能相互關係之示意圖，如圖 2 所示；乾砂模的抗衝擊能力則隨著持溫時間的增加而增加，以中段試片為例，持溫時間 1 分鐘至 30 分鐘之抗衝擊能依序為 7.2 J、8.9 J 與 15.6 J，持溫時間與抗衝擊能之示意圖，如圖 3 所示。

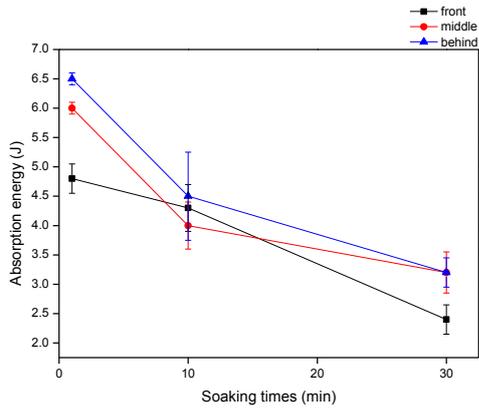


圖 2 持溫時間對於 AISI 420 金屬模衝擊值(Joule)之比較

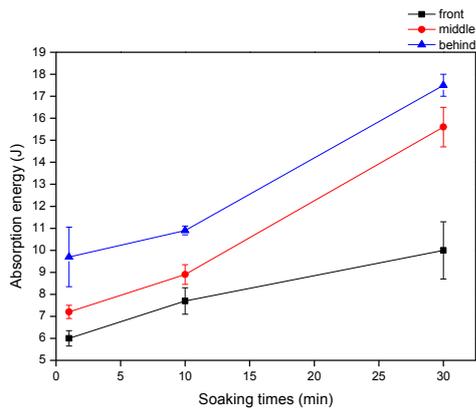


圖 3 持溫時間對於 AISI 420 乾砂模衝擊值(Joule)之比較

不同持溫時間乾砂模鑄錠之拉伸強度與持溫時間的關係如圖 4 所示，持溫 1 分鐘與 10 分鐘之拉伸試棒相比較，抗拉強度隨著持溫時間的增加而稍微下降，持溫 1 分鐘的拉伸試棒抗拉強度為  $171.14 \text{ kgf/mm}^2$  ( $1 \text{ kgf/mm}^2 = 9.8 \text{ MPa}$ )，持溫 10 分鐘的為  $162.87 \text{ kgf/mm}^2$ ，而持溫 30 分鐘之抗拉強度為  $108.79 \text{ kgf/mm}^2$ ，且呈現急遽下降的趨勢，推估是長時間熔融高溫下，Ca、Mn、Fe 等矽酸鹽複合物夾雜於鑄件所造成<sup>(9)</sup>，延伸率隨著持溫時間之上升而上升，持溫 1 分鐘之延伸率為 7.9%，持溫 10 分鐘之延伸率上升為 15.3%，但到了持溫 30 分鐘之拉伸試棒延伸率，急遽下降為 0.58%，呈現脆性延晶破裂之型態<sup>(10)</sup>，因此，較長時間的熔融高溫下，乾砂模鑄錠之矽酸鹽複合物，或含 CaO 及 MgO 量很多的異物雜質析出於晶界上，導致晶格產生滑移變形前，晶界即先產生破裂，進而使其強度產生下降，不同持溫時間之拉伸試棒 XRD 示意圖如圖 5 所示。

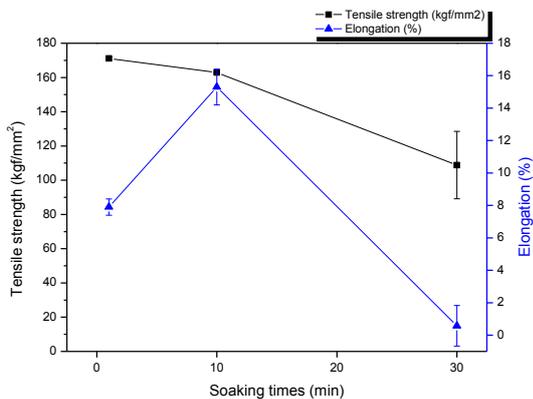


圖 4 不同持溫時間 AISI 420 乾砂模拉伸強度與伸長率比較

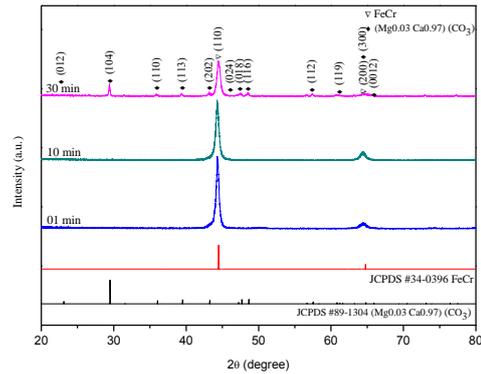


圖 5 不同持溫時間之乾砂模拉伸試棒 XRD 分析

### 3.2 X-ray 繞射分析

不同持溫時間的金屬模與乾砂模完成熱處理後，鑄錠之 XRD 分析結果如圖 4 與圖 5 所示，可以看到分析出來的繞射峰角度無太大的差異，皆符合麻田鐵基底的  $\alpha\text{Fe}$  之繞射峰<sup>(11-12)</sup>(JCPDS 卡號 34-0396, FeCr)，其分別為  $2\theta$ - $44.48^\circ$  (110) 面繞射峰與  $2\theta$ - $64.77^\circ$  (200) 面繞射峰，另外乾砂模持溫 30 分鐘鑄錠則有產生沃斯田鐵之繞射峰 (JCPDS 卡號 52-0512, Austenite) 其分別為  $2\theta$ - $43.278^\circ$  (111) 面繞射峰、 $2\theta$ - $50.403^\circ$  (200) 面繞射峰與  $2\theta$ - $74.052^\circ$  (220) 面繞射峰。

相較於退火鑄錠發現，沃斯田鐵的繞射峰值在經過淬火與低溫回火後，仍然殘留於持溫 30 分鐘的乾砂模鑄錠上，從繞射峰值的觀察，持溫 30 分鐘乾砂模鑄錠相較於其他鑄錠，出現較強烈的沃斯田鐵繞射峰值，另外在經過淬火與低溫回火後，30 分鐘的金屬模鑄錠，經過 XRD 檢測顯示出較完整的麻田鐵晶體結構。

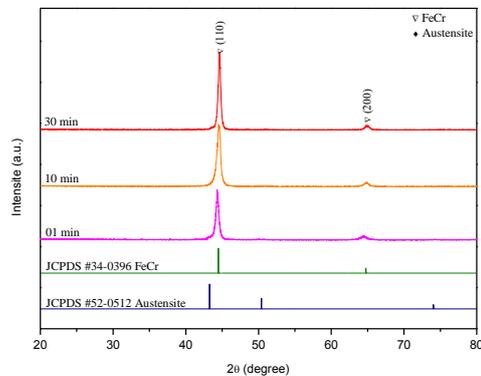


圖 6 不同持溫時間之金屬模淬火、低溫回火鑄錠 XRD 分析

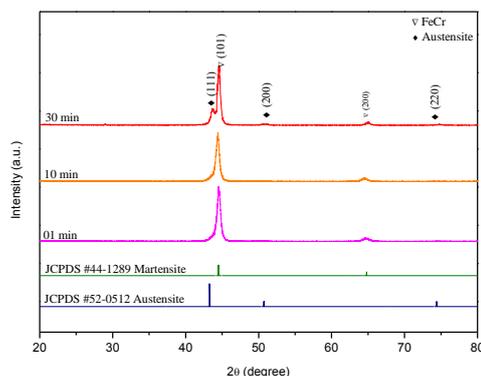


圖 7 不同持溫時間之乾砂模淬火、低溫回火鑄錠 XRD 分析

### 3.3 金屬模之 Charpy 破斷面

從不同持溫時間的金屬模衝擊試片破斷面，觀察到材料斷面呈現出脆性與韌性混合的破斷型態，但是隨著持溫時間的不同破斷型態比率亦有所不同，如圖 8 (a)、(b)、(c)所示依序為持溫 1 分鐘、10 分鐘與 30 分鐘的金屬模衝擊試片破斷面，綜合比較發現持溫 1 分鐘的破斷面，雖然夾雜著脆性破斷型態，但相較 10 分鐘與 30 分鐘破斷面，其韌窩組織分佈密集，觀察持溫 10 分鐘之衝擊試片破斷面，雖然還是可以發現些許的微細的韌窩，但脆性破斷的型態有增加的趨勢，持溫 30 分鐘的破斷面較為平整，較容易觀察到晶體裸露，呈現大範圍的脆性穿晶型態，此趨勢的形成推論是因為持溫時間增加，金屬液均勻融化，加上金屬模具為優良傳熱導體，鑄錠於短時間內冷卻成型，經熱處理後相對有利於麻田散鐵相的生成。

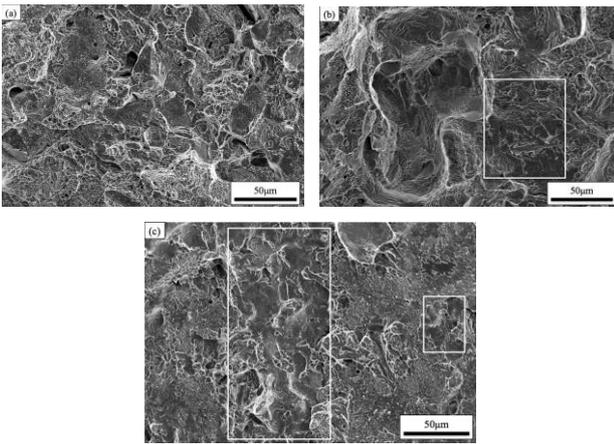


圖 8 不同持溫時間的 AISI 420 金屬模衝擊斷面 SEM 觀察(a) 持溫 1 分鐘, (b)持溫 10 分鐘, (c)持溫 30 分鐘

乾砂模不同持溫時間的破斷面觀察如圖 9(a)、(b)、(c)所示，依序為持溫時間 1 分鐘、10 分鐘與 30 分鐘，從破斷面的觀察發現斷面有隨著持溫時間增加，韌性型態逐漸增加的趨勢，持溫 1 分鐘的破斷面，可以發現脆性與韌性型態的存在，持溫 10 分鐘的破斷面，韌窩有增加的趨勢，到了持溫時間 30 分鐘，大部分的面積呈現韌性破斷的型態。

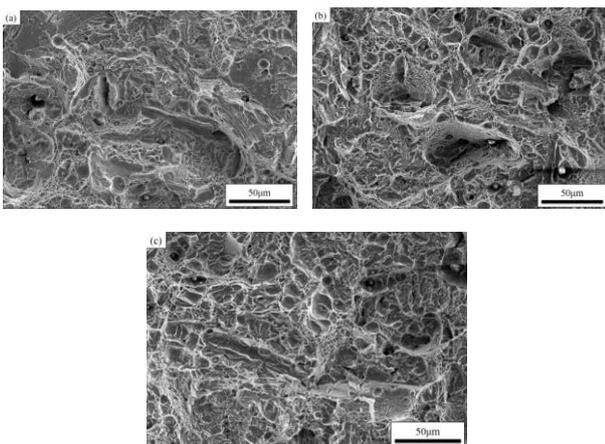


圖 9 不同持溫時間的 AISI 420 乾砂模衝擊斷面 SEM 觀察(a) 持溫 1 分鐘, (b)持溫 10 分鐘, (c)持溫 30 分鐘

SEM 破斷面金相組織如圖 10(a)所示，可以觀察到大部分區域為穿晶破壞，並夾雜著些許沿晶破壞與韌窩組織，相較於持溫 1 分鐘之拉伸破斷面，持溫 10 分鐘之拉伸試棒抗拉強度，稍微下降至  $162.87 \text{ kgf/mm}^2$ 、伸長率上升到 15.3%，對照圖 10(b)可以觀察到大部分之破斷面區域呈現延性韌窩組織，並夾雜著少許的穿晶破壞型態<sup>(10)</sup>。

而持溫 30 分鐘的拉伸試棒，其抗拉強度與伸長率大幅下降，抗拉強度為  $108.79 \text{ kgf/mm}^2$ 、伸長率為 0.58%，造成此現象推估是由於鑄造缺陷所引起，對照破斷面之 SEM 照發現斷面之金黃色區域呈現沿晶破斷型態如圖 10(c)所示，此類破斷之形成原因主要常發生於材料粒界有害物質之析出，造成沿粒界原子間鍵結力減弱，在應力來不及造成晶格差排滑動之前，粒界區鍵結就已先行斷裂，破斷面為完整晶粒裸露型態<sup>(10)</sup>，推估造成此種破斷型態起因於 Ca、Mn、Al、Fe 等碳酸鹽複合物所造成，其是由脫氧之氧化物或鋼水的在氧化物、鹼性爐渣、耐火材與鋼水間之反應生成物<sup>(9)</sup>，經由 XRD 分析從不同持溫時間的拉伸試棒上取下之試片，在持溫 30 分鐘之拉伸試棒取下的試片上，可以偵測到  $\text{MnCaCO}_3$  之反應如圖 5 所示。

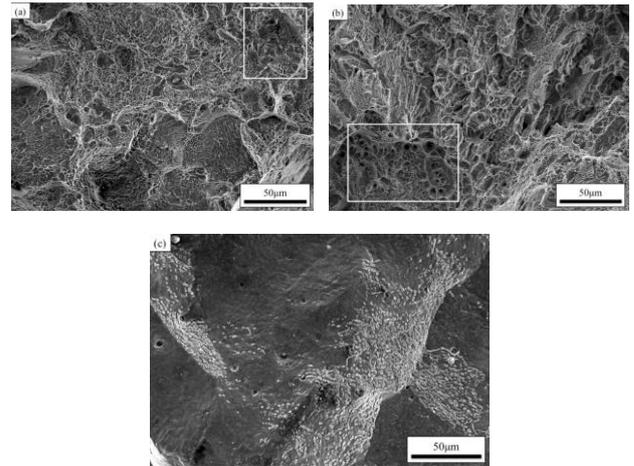
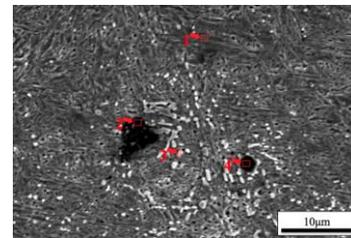


圖 10 不同持溫時間的 AISI 420 乾砂模拉伸試棒斷面 SEM 觀察(a)持溫 1 分鐘, (b)持溫 10 分鐘, (c)持溫 30 分鐘

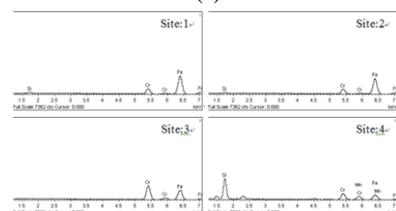
### 3.4 掃描式電子顯微鏡(成份分析)

經由衝擊試驗發現，持溫 30 分鐘的 AISI 420 不銹鋼鑄錠，在經過不同模具的鑄造過程，抗衝擊能力的差異頗大，故使用 SEM 觀察持溫 30 分鐘的金屬模與乾砂模鑄錠，並藉由 EDS 進行鑄件中不同相的化學成分之定性與定量分析。

持溫 30 分鐘的金屬模與乾砂模鑄件，最後經過液態氮淬火與低溫回火的程序後，其 SEM 與 EDS 之分析結果如圖 11 與圖 12 所示，可以觀察到持溫 30 分鐘的金屬模鑄件，基地組織主要是由如圖 11(b)中 Site1、3 所構成，但基地上夾雜許多高含碳量的組織如 Site2、4 所示，相較於淬火與低溫回火的持溫 30 分鐘乾砂模鑄件，可以觀察到乾砂模 30 分鐘鑄件呈現均勻的回火麻田散鐵組織，如圖 12 所示。



(a)



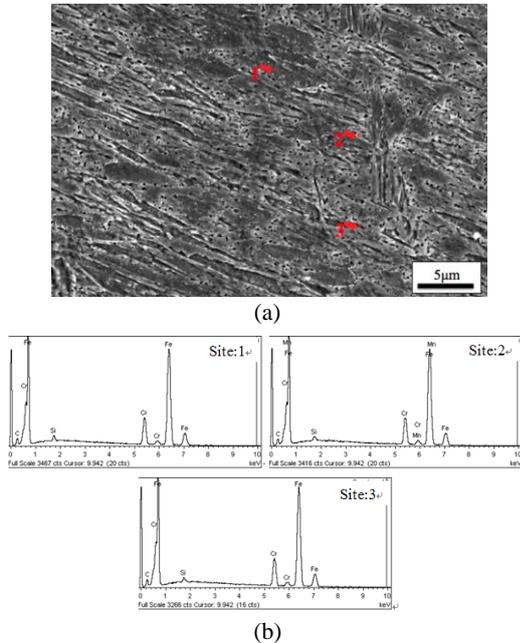
(b)

位置	Fe	Cr	C	Mn	Si
1	81.01	12.91	5.52	0.59	-
2	58.81	10.68	29.92	-	0.60
3	47.55	39.25	13.2	-	-
4	27.49	20.81	21.22	11.82	18.66

(c)

圖11金屬模淬火、低溫回火鑄錠EDS分析

(a) SEM組織, (b) EDS分析, (c) EDS成分分析



(b)

位置	Fe	Cr	C	Si
1	82.73	12.33	4.19	0.75
2	82.92	12.38	3.30	0.62
3	82.88	12.54	4.05	0.53

(c)

圖12乾砂模淬火、低溫回火鑄錠EDS分析

(a) SEM組織, (b) EDS分析, (c) EDS成分分析

#### 4.結論

- (1) 氣孔產生的機率會隨著持溫時間增加而上升，此趨勢於金屬模具鑄造出來的 AISI 420 鋼錠中特別明顯，乾砂模鑄錠出現氣孔的機率雖然也是依照此趨勢，但是大多數僅集中於鑄錠之表面。
- (2) 進行淬火與低溫回火處理後，金屬模鑄錠的抗衝擊能力，隨著持溫時間的增加而下降，以鑄錠中段為例，持溫 1 分鐘、10 分鐘與 30 分鐘的衝擊值，分別為 6 J、4 J 與 3.2 J；乾砂模鑄錠呈現相反的趨勢，以鑄錠中段為例，持溫 1 分鐘、10 分鐘與 30 分鐘的衝擊值，分別為 7.2 J、8.9 J 與 15.6 J，此一結果顯示相較於金屬模，持溫時間 30 分鐘的乾砂模鑄錠，在熱處理過後具有最佳的抗衝擊能力。
- (3) 拉伸試驗結果顯示，持溫時間 1 分鐘的拉伸試棒，相較於其他持溫時間試棒，具有最高的抗拉強度 171.14 kgf/mm<sup>2</sup>，延伸率 7.9%，持溫時間 10 分鐘拉伸試棒的抗拉強度些微下降至 162.87 kgf/mm<sup>2</sup>，延伸率則上升至 15.3%，但是到了持溫 30 分鐘拉伸試棒的抗拉強度

108.79 kgf/mm<sup>2</sup> 與延伸率 0.58% 大幅下降，且誤差值偏大，研判是因為金屬液與乾砂模生成的碳酸鹽複合物所造成，此結果於 XRD 檢驗中量測出碳酸鹽複合物的反應，可以加以證明此一推斷。

- (4) 於破斷面的觀察與分析中發現，金屬模抗衝擊試片的斷口隨著持溫時間的增加，脆性破斷的面積愈來愈大，而乾砂模抗衝擊試片斷口則呈現相反的趨勢，隨著持溫時間的上升，從 1 分鐘的脆、韌性混合型態，轉變到 30 分鐘的大面積的韌性型態斷裂。
- (5) 經由 XRD 分析結果顯示，持溫 30 分鐘的乾砂模之原始鑄錠，可量測出沃斯田鐵相的析出，在經過熱處理程序後沃斯田鐵相的強度大幅下降，但相較於其它鑄錠，沃斯田鐵的量測強度還是偏高，對照衝擊試驗發現乾砂模持溫 30 分鐘鑄錠，抗衝擊能力大幅上升，推估是因為殘留沃斯田鐵相之存在，反而提高 420 不銹鋼鑄錠之衝擊韌性。
- (6) 根據 SEM、EDS 與 Mapping 之分析結果，持溫 30 分鐘的乾砂模鑄錠，相較於持溫 30 分鐘的金屬模鑄錠，經過適當熱處理過後具有較均勻的組織，持溫 30 分鐘的金屬模鑄錠，可以觀察到具有大範圍的碳化物分佈，且成份分佈不均，推估是因為長時間持溫且迅速冷卻所造成，以至於抗衝擊能力下降。

#### 致謝：

感謝台灣盛百公司提供熱處理設備與試片加工以利本實驗之研究與進行。

#### 5.參考文獻

- (1) H.K.D.H. Bhadeshia and S.R. Honeycombe, Steels (Third Edition), Boston: Butterworth-Heinemann, 2006, pp. 259-286.
- (2) R.A. Lula, Stainless Steel, Ohio: Metal Park, 1993, pp. 3-32.
- (3) 李炯輝 林德成, 金屬材料金相圖譜, 北京: 機械工業出版社, 2006, 第 929-992 頁。
- (4) 朱中平, 不銹鋼對照手冊, 北京: 化學工業出版社, 2004, 第 236-241 頁。
- (5) 顧紀清, 不銹鋼應用手冊, 北京: 化學工業出版社, 2007, 第 329 頁。
- (6) D.N. Zou, Y. Han, W. Zhang and X.D. Fang, "Influence of tempering process on mechanical properties of Cr<sub>13</sub>Ni<sub>4</sub>Mo supermartensitic Stainless Steel," Journal of Iron and Steel Research, vol. 17, 2010, pp. 50-54.
- (7) Y.Y. Song, X.Y. Li, L.J. Rong, D.H. Ping, F.X. Yin and Y.Y. Li, "Formation of the reversed austenite during intercritical tempering in a Fe-13%Cr-4%Ni-Mo martensitic stainless steel," Materials Letters, vol. 64, 2010, pp. 1411-1414.
- (8) C.H. Hsu and H.Y. Teng, "Temperature effects on the static and dynamic fracture behaviors of low-silicon CA-15 tempered stainless steel castings," Journal of Nuclear Materials, vol. 340, 2005, pp. 1-11.
- (9) 楊國和 洪敏雄, 鑄造手冊(第二冊), 台北市: 中華民國鑄造學會, 1997, 第 297 頁。
- (10) 莊東漢, 材料破損分析, 台北市: 五南圖書出版股份有限公司, 2007, 第 116-153 頁。
- (11) Z.G. Dan, H.W. Ni, B.F. Xu, J. Xiong and P.Y. Xiong, "Microstructure and antibacterial properties of AISI 420 stainless steel implanted by copper ions," Thin Solid Films, vol. 492, 2005, pp. 93-100.
- (12) Alphonsa, A. Chainani, P.M. Raole, B. Ganguli and P.I. John, "A study of martensitic stainless steel AISI 420 modified using plasma nitriding," Surface and Coatings Technology, vol. 150, 2002, pp. 263-268.