

風力發電機扣件用 SCM440 鉻鉬鋼熱處理條件對顯微組織與機械性質影響之研究

Effect of Heat treatment on microstructure and mechanical property of SCM440 fastener for wind turbine system

孫宏誠^a 楊勝閔^b 林東毅^{a,b} 王偉仁^c

^a 國立高雄大學化學工程及材料工程學系 ^b 國立高雄大學扣件及鋼鐵技術研究中心 ^c 工業技術研究院

Hong-Cheng Sun^a, Sheng-Min Yang^b, Dong-Yih Lin^b, Woei-Ren Wang^c

^a Department of Chemical and Materials Engineering, National University of Kaohsiung

^b Fastener & Steel Research Center, National University of Kaohsiung

^c Industrial Technology Research Institute Tainan 70955, Taiwan

近年來因應綠色地球趨勢，各國開始積極開發可替代性之綠色能源，而其中以風力發電之技術最為成熟；亦造成世界各國對風力發電機組各部關鍵零組件的研究與開發。由於風力發電乃利用風力帶動風車葉進行旋轉，再透過增速機來促使發電機發電；再此，架設高度與環境氣候對扮演結構用之緊固件而言是項嚴苛的考驗，緊固件必須能承受負荷多軸向的應力作用與耐疲勞性，因此關鍵結構用之扣件用鋼材的選用及機械性質非常重要。本計畫將以鉻鉬鋼(SCM440)作為試驗材，使用高溫差掃描熱量分析儀測量高溫熱行為，以瞭解材料基礎性質。除此之外，藉由高溫熱行為的表現進一步建立高溫組織與溫度之間的影響，此關係對於材料應用之壽命及耐疲勞性具有相當重要的指標性。

關鍵字：鉻鉬鋼、顯微組織

1. 前言

符合環保能源之趨勢，近年來各國開始爭相開發綠色之能源，其中又以本研究主題目標之風力發電最為普及且商業化；而由於風力發電主要是藉由風力帶動風車葉旋轉，透過增速機增速促使發電機得以發電。而風力發電機主要建造於強風處如高山、沿岸陸上與沿岸淺海處，故風力發電機之零組件及緊固件經常年受到酷暑嚴寒和極端溫差的嚴苛考驗。另外，AWEA (AMERICAN WIND ENERGY ASSOCIATION) 之研究也發現風力發電機隨著高度越高，可發電之風力效率亦有提升的趨勢。因而可發現風力發電之緊固件，除了需具備抗蝕能力外，更須具備其各軸向之剪切應力之負荷能力，故選擇鉻鉬鋼(SCM440)做為研究材料。

SCM440為中低合金鋼，為一種常見之強韌鋼並常被應用於軸承、齒輪、機械螺絲等，其性質乃以熱處理後組織變化之影響所決定。在熱處理時，強韌鋼會因直徑與厚度的因素產生質量效應(Mass Effect)，如果經過完全淬火處理之組織，須避免因回火溫度過高而產生脆化；國內外也皆有相關文獻[1-2]，包括原沃斯田鐵晶粒尺寸對於鉻鉬鋼之回火影響之探討[3]。若施以適當之熱處理溫度進行回火處理，則顯微組織會轉變成韌斑體(Sorbite)，呈現較佳的強韌性質[4]，可知熱處理於SCM440之重要性。甚至也有學者對於其鍛件內外冷卻速率不同進而進行補償其冷卻速率不同之缺陷，使得其熱鍛技術已達精密階段[5]。因此，本研究借由熱分析之方式進行SCM440之高溫熱行為，再借由不同之熱處理建立不同溫度熱處理與顯微組織之關係。

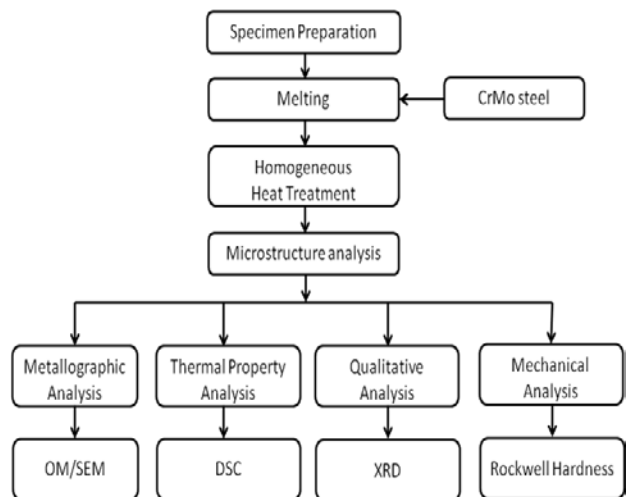
2. 實驗方法

本實驗所使用材料為一般商業用SCM440鉻-鋼鋼，即由熔鑄過程與均質化處理，再經加工為直徑

12mm之棒材，SCM 440材料化學成份如表一所示。即將製備完成之材料先利用熱分析之數據，再進行熱處理，可藉由顯微組織之變與及機械性質的差異，建立相關材料特性之資料庫，實驗流程如圖一所示。

表一：SCM440化學成份表 (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu
0.420	0.240	0.820	0.018	0.012	0.010
Ni	Cr	Mo	Al	Fe	
0.020	0.860	0.160	0.046	Bal.	



圖一：實驗流程

2.1 高溫熱性質之分析

高溫熱性質之分析乃利用高溫示差掃描量熱儀(DSC, NETZSCH DSC 404)進行測試。從室溫以10°C/分鐘之升溫速率升溫至1550°C，持溫5分鐘，再以10°C/分鐘之降溫速率降至室溫；過程中通入Ar之保護性氣體，氣體流量為100 ml/分鐘。主要目的可藉此尋找SCM 440之液相線與固相線溫度，亦可定義出相變化之溫度區

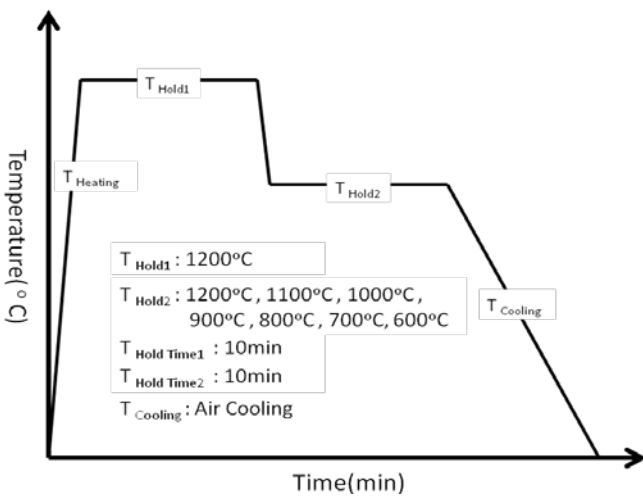
間，始能判斷高溫加工之參考溫度做為依據。

2.2 XRD定性量測

以X-ray繞射儀以locked coupled之模式，掃描速率1.8°/min，繞射角度2 θ 則由20°-90°。

2.3 熱處理過程及顯微組織之分析

將試片進行不同溫度之熱處理如圖二，將SCM440材料加熱至1200°C持溫10分鐘，再分別降溫至600°C、700°C、800°C、900°C、1000°C、1100與1200°C，進行鑲埋、研磨、拋光與蝕刻等步驟，再藉由光學顯微鏡予以觀測金相顯微組織之變化與差異性。並同時利用場發射掃描式電子顯微鏡(FE-SEM，Field Emission Gun Scanning Electron Microscopy)及能量散佈光譜儀(EDS，Energy Dispersive Spectrometer)等分析方法予以針對高溫顯微組織與結構變化之關係。



圖二:熱處理參數

2.4 機械性質之分析

將不同熱處理後之試片，進行鑲埋、研磨、拋光等步驟後以洛氏硬度機（金剛石壓頭）進行硬度之測試，以試片中心五點量測硬度後，取其標準差與平均值，單位HR C。

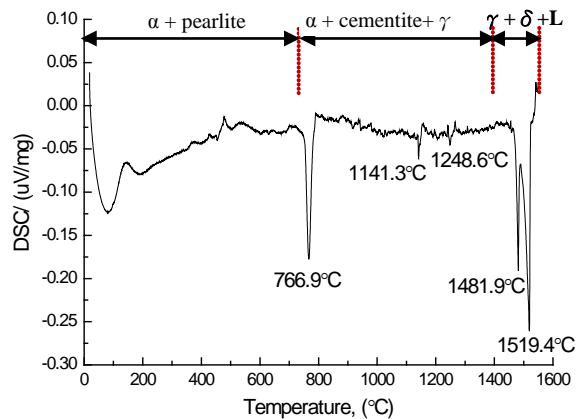
3. 結果與討論

3.1 高溫熱性質分析

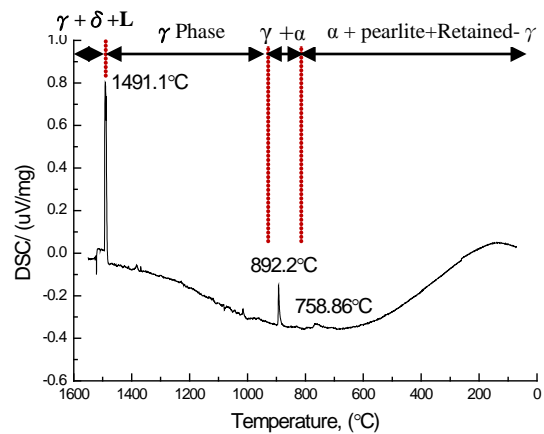
由於SCM 440 鋼含碳量為0.41wt%，屬於亞共析鋼，在室溫下的穩定組織為肥粒鐵與波來鐵；若由鐵-碳平衡圖而言，當碳含量為0.4wt%時，經過共析溫度而生成 α -肥粒鐵與波來鐵。由高溫示差掃描量熱儀進行熱性質分析，結果顯示，當從室溫以每秒10°C升溫至1550°C，於圖三(a)升溫曲線中時可發現於766.9°C、1141.3°C、1248.6°C、1481.9°C、1519.4°C均有吸熱反應峰，推測於766.9°C經過A1共析反應之溫度，即由共析反應的 α -肥粒鐵將相變成 γ -沃斯田鐵；而依Kim所述[6]，分別於圖上做曲線切線與水平軸之交點即分別為固相線1470.18°C與液相線1523.49°C。圖三(b)於1550°C以每秒10°C降至室溫

之曲線圖可發現，於1491.1°C、892.2°C、758.86°C均有放熱反應峰，因而推斷此鉻鉬鋼之固相線位於1486.45°C；而於892.2°C時沃斯田鐵則開始相變化成 α 相，758.86即為A1溫度共析反應。

因此，就固相線而言，升溫的過程與降溫的過程溫度差異性有16.271°C的溫差。而由液態隨著溫度的降低，當溫度經過A3溫度，即由 γ -沃斯田鐵開始相變態生成 α -肥粒鐵，即溫度介於892.2°C與758.86°C之間，則主要的組織為與 α -肥粒鐵；反之，當溫度從室溫升溫至766.9°C時， α -肥粒鐵再行固態相變為 γ -沃斯田鐵，但經共析反應生成的雪明碳鐵無法固溶回基地，故判斷初步推測1141.3°C與1248.6°C的吸熱現象為碳化物或其它析出物所造成。



(a) 升溫曲線

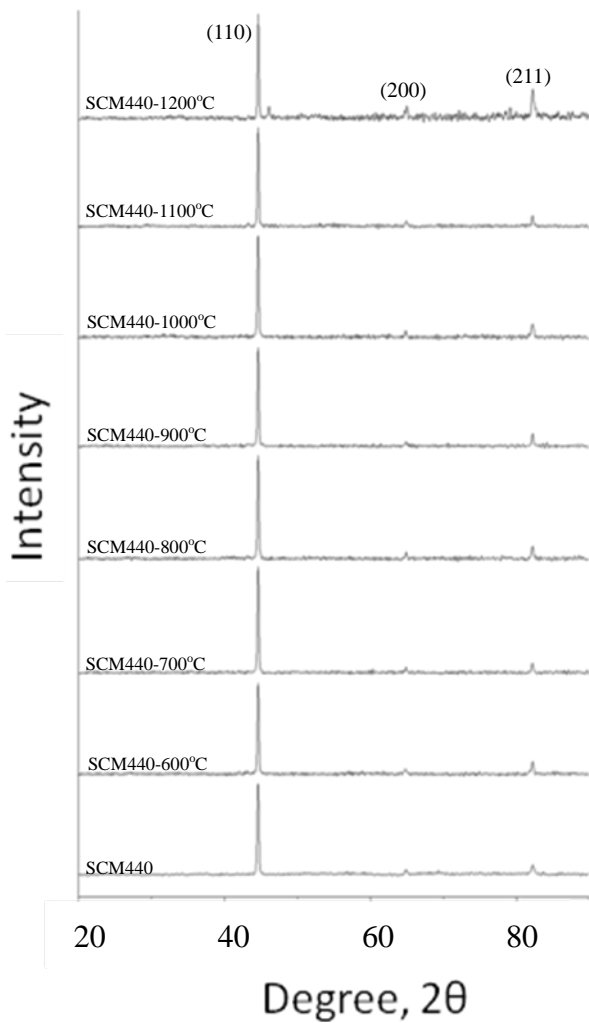


(b) 降溫曲線

圖三 SCM 440 溫度與熱量反應之關係

3.2 XRD 結構變化

由X-ray繞射結果發現如圖四所示，經由不同熱處理後之SCM440晶格結構以為BCC結構為主，而其主要繞射晶面為(110)、(200)與(211)，而於1200°C之繞射圖中，可於46.08°明顯發現微弱繞射峰，並由JCPD-card比對後，推測可能為Cr₇C₃(132)之繞射峰，而熱處理溫度為1100°C、1000°C、900°C、800°C、700°C、600°C持溫10min後之繞射結果，均無發現此之繞射峰，因而推測SCM440於高溫1200°C持溫20min可析出Cr₇C₃。

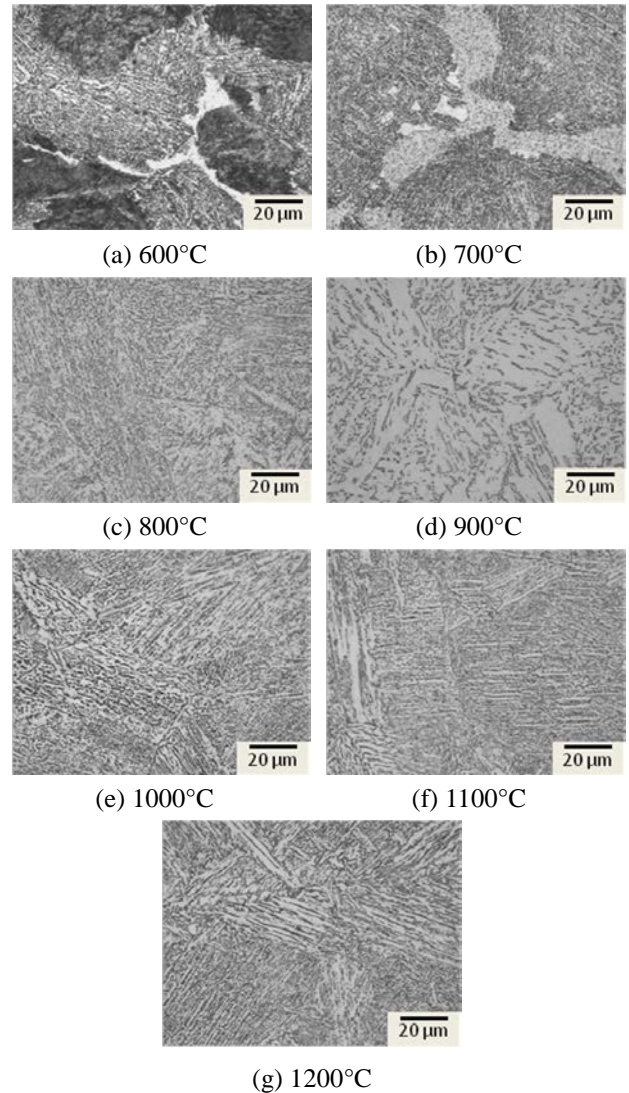


圖四：不同熱處理後之 X-ray 繞射圖

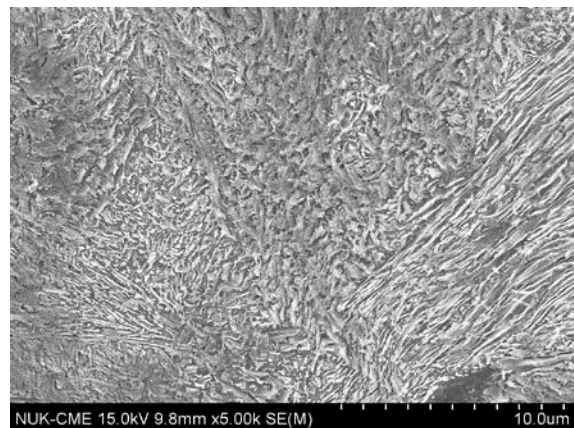
3.3 高溫顯微組織之分析

由顯微組織中可發現於SCM-1200°C 所析出之碳化物組織明顯粗大化且具球化之現象，且肥粒鐵基地中析出微量之碳化物；而由上述DSC實驗之結果可發現於900°C時，主要仍以沃斯田鐵相為主，而於900°C時持溫10min後空冷之組織中可發現大量與殘留沃斯田鐵共存之變韌鐵[7]；此乃由於在1000°C、1100°C、1200°C由沃斯田鐵基地中析出碳化物，並在空冷的過程中造成變韌鐵的形成。800°C時，由DSC實驗結果可發現，此溫度為沃斯田鐵與初析細小肥粒鐵之共存溫度，由其組織可發現大量之初析細小肥粒鐵，據此現象說明此溫度區間可用以雙相退火，此種熱處理方式可得到含初析肥粒鐵與變韌鐵之雙相組織，藉由變韌鐵組織維持其強硬度，而透過肥粒鐵的存在進一步提升其延韌性；700°C之顯微組織中則可發現其以肥粒鐵、變韌鐵、殘留沃斯田鐵為主要之相結構，並可從中發現殘留沃斯田鐵均位在變韌鐵附近，以及可發現片斷於沃斯田鐵晶界上成核與並沿著沃斯田鐵晶界成長之多邊形肥粒鐵(allotriomorphic ferrite)；此產生之肥粒鐵屬於擴散型相變態，其成長速度一開始會很長很快但隨著恆溫時間之增加成長速度會越來越慢，而由圖七EDS分析中，可發現其Point 1之位置為富碳之殘留沃斯田鐵，並可發現Point 2有碳化物析出之肥粒鐵碳

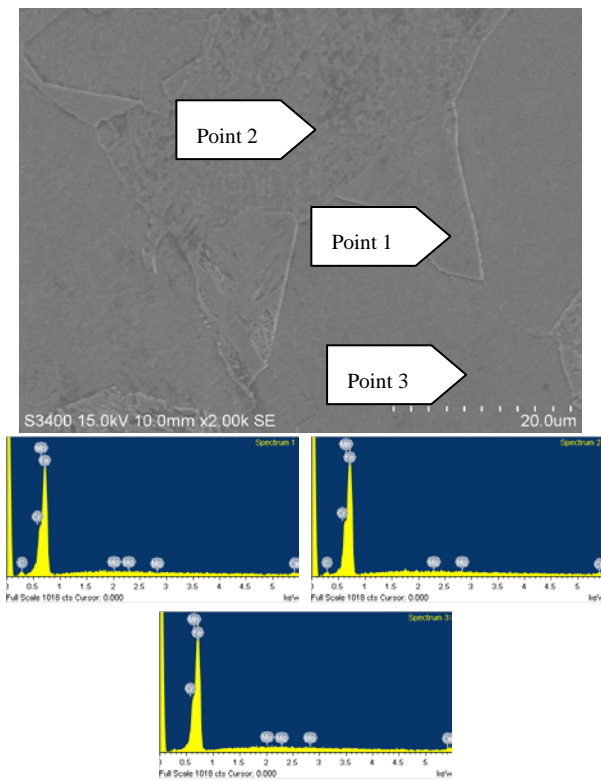
含量相較sample3無碳化物析出之肥粒鐵來的高；而相較700°C之組織600°C則開始大量出現變韌鐵與麻田散鐵混合之組織如圖六所示，從而得以發現，變韌鐵與麻田散鐵之混合組織形成溫度低於700°C以下，並於600°C持溫十分時已出現此種組織，而亦有文獻報導，此種組織有助於機械性質之提升[8]。



圖五：不同溫度熱處理後之顯微組織



圖六：600°C 之 SEM 顯微組織



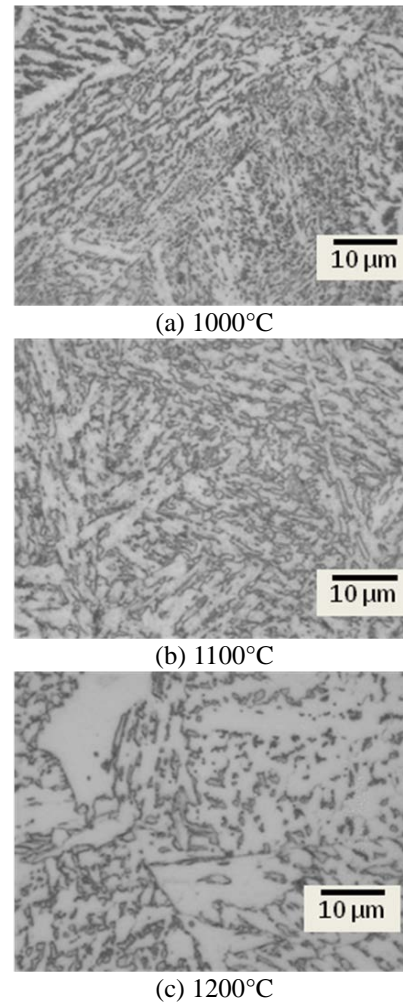
圖七 於 700°C 熱處理後不同組織之成份分析

表二於 700°C 熱處理後不同組織之成份分析

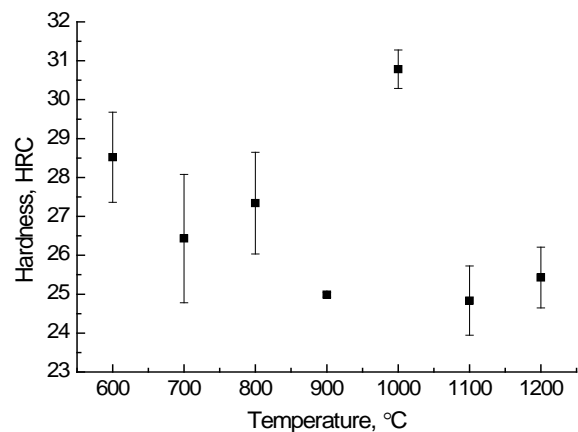
	<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>
Point 1	93.63%	3.9%	1.37%	1.09%	0%
Point 2	96.17%	2.97%	0%	0.87%	0%
Point 3	98.88%	0%	0%	1.12%	0%

3.4 機械性質之分析

由圖八不同溫度熱處理後之硬度值可發現，經 1200°C 與 1100°C 持溫 10 分鐘後之硬度值約介於 25 HRC 至 26 HRC，而於 1000°C 持溫十分後空冷時，可達最大硬度值 30 HRC，此乃由於於 1000°C 持溫後空冷所獲得的顯微組織較為細小且破碎，具有晶粒細化的效果，由圖八 1000 倍金相照片可知，並同時以相分率軟體進行量測，於 1200°C 相之碳析出比例為 29.8%、1100°C 相之碳析出比例為 41.0%、1000°C 相之碳析出比例為 43.0%，從而得以發現硬度值隨著變韌鐵之體積分率增加而增加，並且僅於 1000°C 持溫 10 分鐘不會造成原沃斯田鐵晶界大量成長使得晶粒粗大化造成硬度下降，而於 900°C 時，組織出現粗大化的肥粒鐵混雜殘留沃斯田鐵與少量的變韌鐵，造成硬度急速下降。由 600°C 之硬度值也可發現，由於變韌鐵與麻田散鐵之混雜相，使得於 600°C 之硬度值提升至約 28.5 HRC。



圖八:不同溫度熱處理後之顯微組織



圖九:不同溫度熱處理後之硬度值

4. 結論

本實驗乃利用 SCM440 鉻鉬鋼，以高溫熱分析量測不同相變化的溫度點，並搭配不同溫度之熱處理進行持溫，再以空冷的方式冷卻至室溫，以瞭解溫度對顯微組織與機械性質之影響，可歸納以下的結論：

1. 由高溫示差掃描量熱儀於升溫的過程可知於 766.9°C 經過 A1 共析反應之溫度， α -肥粒鐵將相變成 γ -沃斯田鐵；且可得固相線溫度與液相線分別為 1470.18°C 與 1523.49°C。
2. 由顯微組織的變化可知，於 1000°C 持溫 10 分鐘後，主

要以肥粒鐵、沃斯田鐵及夾雜少量的變韌鐵為主；且呈現晶粒細化的現象。但溫度降至900°C時，即出現晶粒粗大化的現象。直到700°C以上，顯微組織即以變韌鐵與麻田散鐵為主。

3. 由硬度值的變化可知，於1000°C持溫10分鐘後，由於晶粒細化造成硬度值的上升；而溫度降至900°C時，晶粒粗大化導致硬度的劣化。但溫度降至600°C持溫10分鐘，變韌鐵與麻田散鐵的作用造成硬度的提升。

5. 參考文獻

- [1] S.H. Song, R.G. Faulkner, P.E.J. Flewitt, R.F. Smith and P. Marmy, "Temper embrittlement of a CrMo low-alloy steel evaluated by means of small punch testing", *Materials Science and Engineering A*, Vol.281, 2000, pp.75.
- [2] Salemi. A. , Abdollah-Zadehb. A., Mirzaeic. M., Assadib. H, "A study on fracture properties of multiphase microstructures of a CrMo steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 492, 2008, pp.45–48.
- [3] S.A. Khan and M.A. Islam. J, "Influence of Prior Austenite Grain Size on the Degree of Temper Embrittlement in Cr-Mo Steel", *Mater. Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol.16, 2007, pp. 80.
- [4] Abdollah-Zadeh A, Salemi A, Assadi H, "Mechanical behavior of CrMo Steel with Tempered Martensite and Ferrite-Bainite-martensite Microstructure", *Materials Science and Engineering A*, Vol.492, 2008, pp.45–48.
- [5] B. A. Behrens, D. Odening, "PROCESS AND TOOL DESIGN FOR PRECISION FORGING OF GEARED COMPONENTS", *International Journal of Material Forming*, Vol.2, 2009, pp.125-128.
- [6] Y. S. Kim, K.S. Kim , "Effect of composition and cooling rate on microstructure and tensile properties of Sn-Zn-Bi alloys", *Journal of Alloys and compounds*, Vol.352, 2003, pp.237-245.
- [7] H.K.D.H. Bhadeshia, *Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties*, 2nd edition, IOM Communications, 2001, p.71-89.
- [8] A. Abdollah-Zadeh , A. Salemi, H. Assadi,

"Mechanical behavior of CrMo steel with tempered martensite and ferrite-bainite-martensite microstructure", *Materials Science and Engineering A*, Vol.483–484, 2008, pp.325–328.