

4.4 應力消除與電子束熱輸入量對旋形麻時效鋼錄件之影響

4.4.1 試驗目的與流程

經本論文 4.2 及 4.3 節研究實驗結果，C-250 麻時效鋼經大量(79%)旋形冷作加工(簡稱旋形麻時效鋼)及電子束錄接後，錄道為質軟之鑄造組織，必須再以時效熱處理來強化材料的機械性質。然而，經一般熱輸入量的電子束錄接後，直接施以時效強化熱處理，母材因加工硬化及電子束錄道強化元素偏析作用，導致錄件的強度及延伸率嚴重降低[11]，大幅限制了航太及國防科技的工程應用彈性。

由研究文獻[2,8-11,15]及本論文 4.3 節的結果顯示，錄道強度降低主要是強化合金元素的偏析作用所造成。吾推論可藉由減少電子束錄接的熱輸入量來降低強化元素的偏析量，以提高錄道的強度。同時也可應用消除加工應力的錄前製程，使原本大量旋形加工產生的內部應力或結晶內的各種缺陷(空孔，格子間原子等)，因回復作用而消除[86]。在以上雙重的作用效應下，同時獲得高強度及較佳的延展性。因此，本節將規劃以高、低電子束能量進行錄接及錄前先消除加工應力製程，經由實驗過程以獲得錄道內強化元素之偏析量及消除應力，對旋形錄件的強度與延伸率的影響及關係，以研究解決延伸率嚴重不足的瓶頸。

實驗係將精密旋形(79%)無縫麻時效鋼管件置於 1.3×10^{-2} Pa 真空環境，以不加填料的電子束錄接方式執行，其錄接條件設計區分為：高熱輸入量(High thermal input, $H\theta=66.5$ J/mm)；低熱輸入量(Low thermal input, $L\theta=50$ J/mm)；錄前先對旋形管件施以 $480^\circ\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 的消除加工應力熱處理，再以低熱輸入量(Low thermal input, $L\theta=49$ J/mm)之電子束錄接方式予以結合。隨後續對以上三種錄件施以 $480^\circ\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理。其實驗程序如圖 4-35 所示。

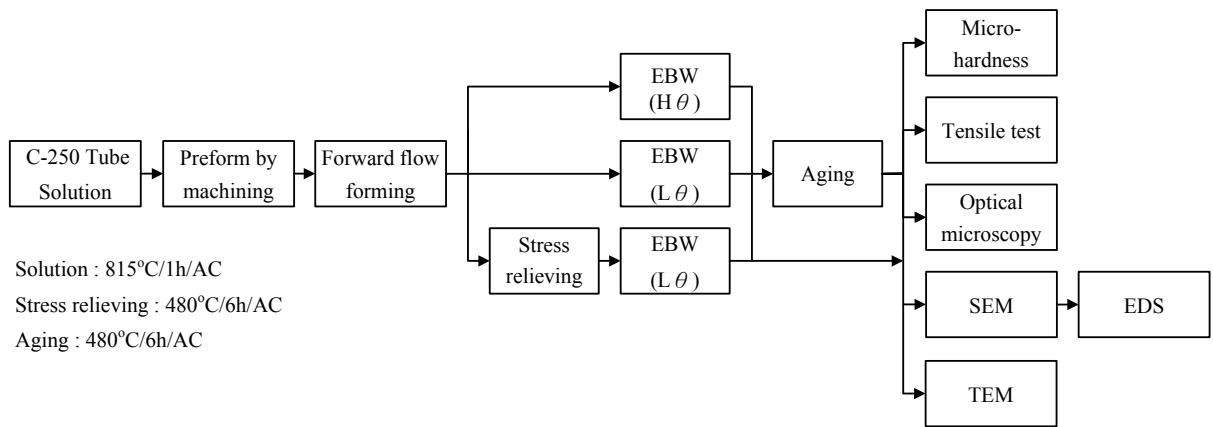


圖4-35 旋形麻時效鋼應力消除與不同電子束熱輸入量之實驗流程圖

4.4.2 微硬度量測與顯微組織觀察

圖 4-36 係旋形麻時效鋼經由電子束鋸接後，量測其鋸道與熱影響區截面平均微硬度值分佈，曲線圖中顯示鋸道呈現質軟之低碳麻田散鐵，熱影響區硬度值則隨著接近母材而逐漸增高，原因係母材受到鋸接時熔融熱擴散影響，部份區域產生恢復與時效的作用。其中圖 4-36a 為高熱輸入量電子束鋸接結果，圖 4-36b 為低熱輸入量電子束鋸接結果及圖 4-36c 為應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸接結果。由於高熱輸入量電子束鋸接，導致鋸道及熱影響區輸入過多的熱量而變寬大。低熱輸入量電子束鋸接及鋸前應力消除 + 低熱輸入量鋸接結果，鋸道及熱影響區因熱輸入量較低，相對窄小許多。

鋸道部份：旋形件經不同條件電子束鋸接後，鋸道均呈現為鑄造組織的顯微結構，且恢復至固溶退火處理的硬度值(如圖 4-36)。圖 4-37 ~ 圖 4-40 為鋸後鋸道及熱影響區之 SEM。其中圖 4-37a 顯示，高熱輸入量電子束鋸道最大寬度約為 2.6 mm，高度約為 2.1 mm 比母材厚度增加約 21%，這主要是過多的熱輸入量所導致。低熱輸入量電子束鋸道的最大寬度約為 2.0 mm，高度為 1.9 mm，如圖 4-39a 所示。應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸道的最大寬度約僅有 1.7 mm，高度亦為 1.9 mm 比母材厚度增加約 10%，如圖 4-40a 所示。由此可證，降低電

子束的熱輸入量，對縮小鉗道截面積有極大的貢獻。圖 4-37b、圖 4-39b 及圖 4-40b 顯示鉗道呈柱狀與樹枝狀的麻田散鐵組織。圖 4-37c 及圖 4-37d 顯示為熔融鉗道在冷卻時晶粒成長的前端，圖中為樹枝狀晶凸端之顯微組織結構。圖 4-37e 顯示鉗道在冷卻時具有不同的結晶方向性顯微組織結構。

粗晶區：熱影響區硬度值隨著尖峰溫度坡度降低而漸增，其緊鄰鉗道之低硬度熱影響區，因尖峰溫度接近熔點，使再結晶生成粗大的麻田散鐵，如圖 4-38a、圖 4-39c 及圖 4-40c。此時冷作加工的殘留應力已獲得釋放，如圖 2-19 所示，此區域鉗接時受熱加溫至完全沃斯田鐵相區，空冷後皆形成麻田散鐵組織，而為質軟且富有延性之特性。

亮浸蝕區：此區的尖峰溫度比暗浸蝕帶高。然而，亮浸蝕區隨著愈接近鉗道，其尖峰溫度愈高，由於受到固溶溫度以上的溫度愈高及時間愈長，再結晶晶粒會成長的非常迅速而粗大化。反之，愈接近暗浸蝕帶區，則尖峰溫度愈低，漸漸有細微分散的逆變態沃斯田鐵相生成，故此區域在經過腐蝕液之腐蝕後，可由顯微觀察到有空孔存在，且愈來愈多，如圖 4-38b。

暗浸蝕帶：熱影響區之暗浸蝕帶因鉗接熱影響，其溫度範圍約為 $600^{\circ}\text{C} \sim 730^{\circ}\text{C}$ 間的 $\alpha' + \gamma'$ 雙相區內(圖 2-19)，主要為麻田散鐵組織及有細微分散的沃斯田鐵相生成，經由浸蝕後此區域於金相觀察時，因凹陷空孔處無反射光線而呈現黑色狀態，如圖 4-38c、圖 4-38d、圖 4-39d 及圖 4-40d 所示。暗浸蝕帶的寬窄及逆變態沃斯田鐵必須藉由擴散反應方能完成，高熱輸入量的鉗接過程在此一溫度區間停留的時間較長，因此沃斯田鐵生成量較多及暗浸蝕帶亦較寬，如圖 4-37a 及圖 4-38d 所示，高熱輸入量電子束鉗道熱影響區之暗浸蝕帶距離鉗道中心最大寬度約為 2.3 mm。低熱輸入量鉗件的暗浸蝕帶距離鉗道中心最大寬度約為 1.5 mm，如圖 4-39a 所示。應力消除 + 低熱輸入量的暗浸蝕帶距離鉗道中心最大寬度則僅有約 1.3 mm(圖 4-40a)，與高熱輸入量鉗件相比，暗浸蝕帶距離鉗道中心最大寬度分別減少了 0.8 mm 及 1 mm。這主要是低熱輸入量電子束鉗接時所輸入的總熱量，比高熱輸入量電子束鉗接輸入總熱量減少約 26% 所導致。

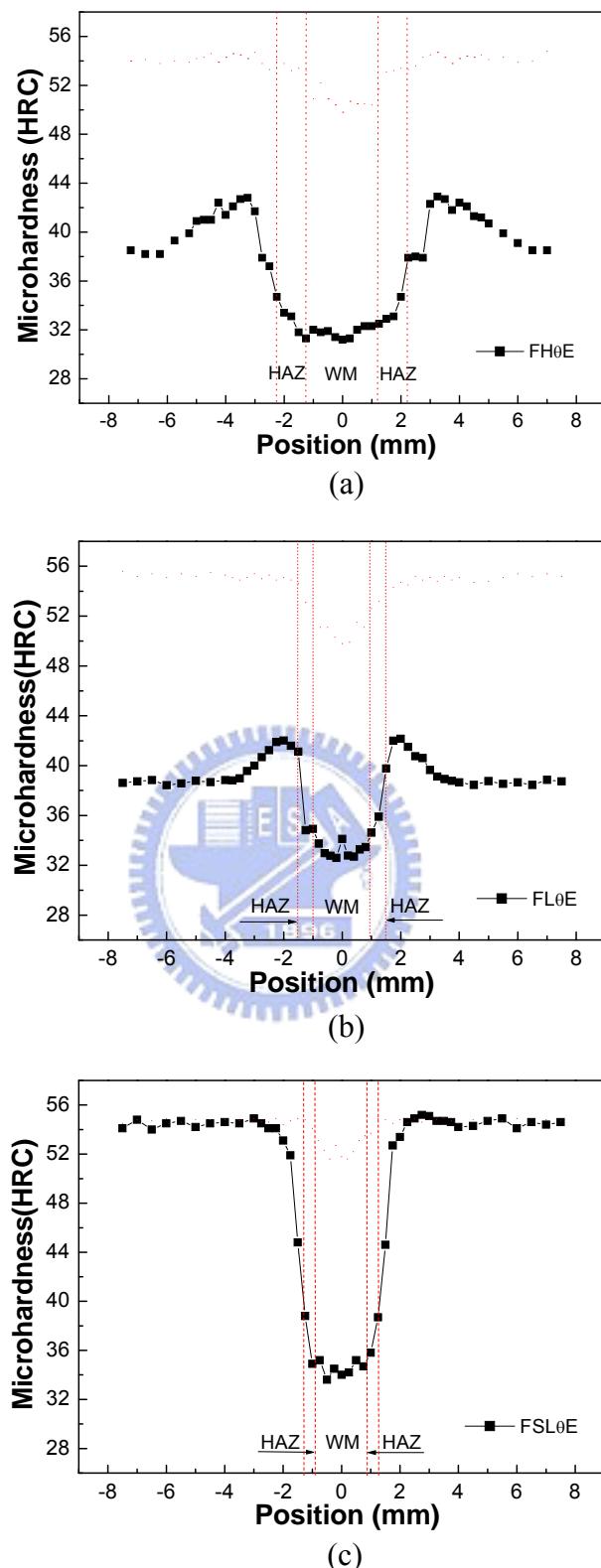


圖4-36 旋形麻時效鋼電子束鉚後硬度分佈：(a)高熱輸入量電子束鉚接；
(b)低熱輸入量電子束鉚接；(c)應力消除 + 低熱輸入量電子束鉚接

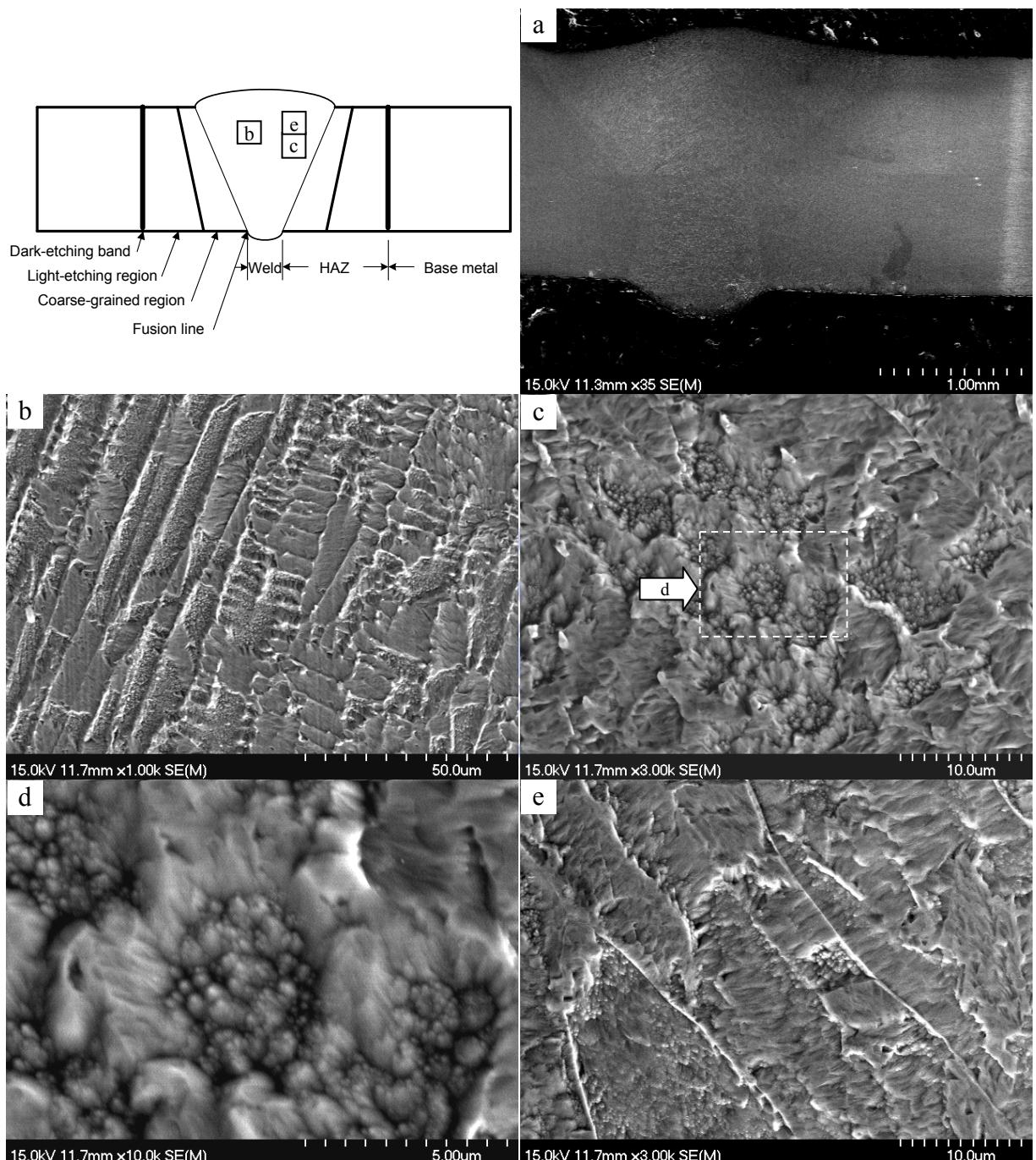


圖4-37 旋形麻時效鋼高熱輸入量電子束鉚道SEM：(a)鉚道；(b)柱狀與樹枝狀晶顯微組織結構；(c)樹枝狀晶凸端顯微組織結構；(d)樹枝狀晶凸端放大之顯微組織結構；(e)鉚道冷卻結晶之方向性顯微組織結構

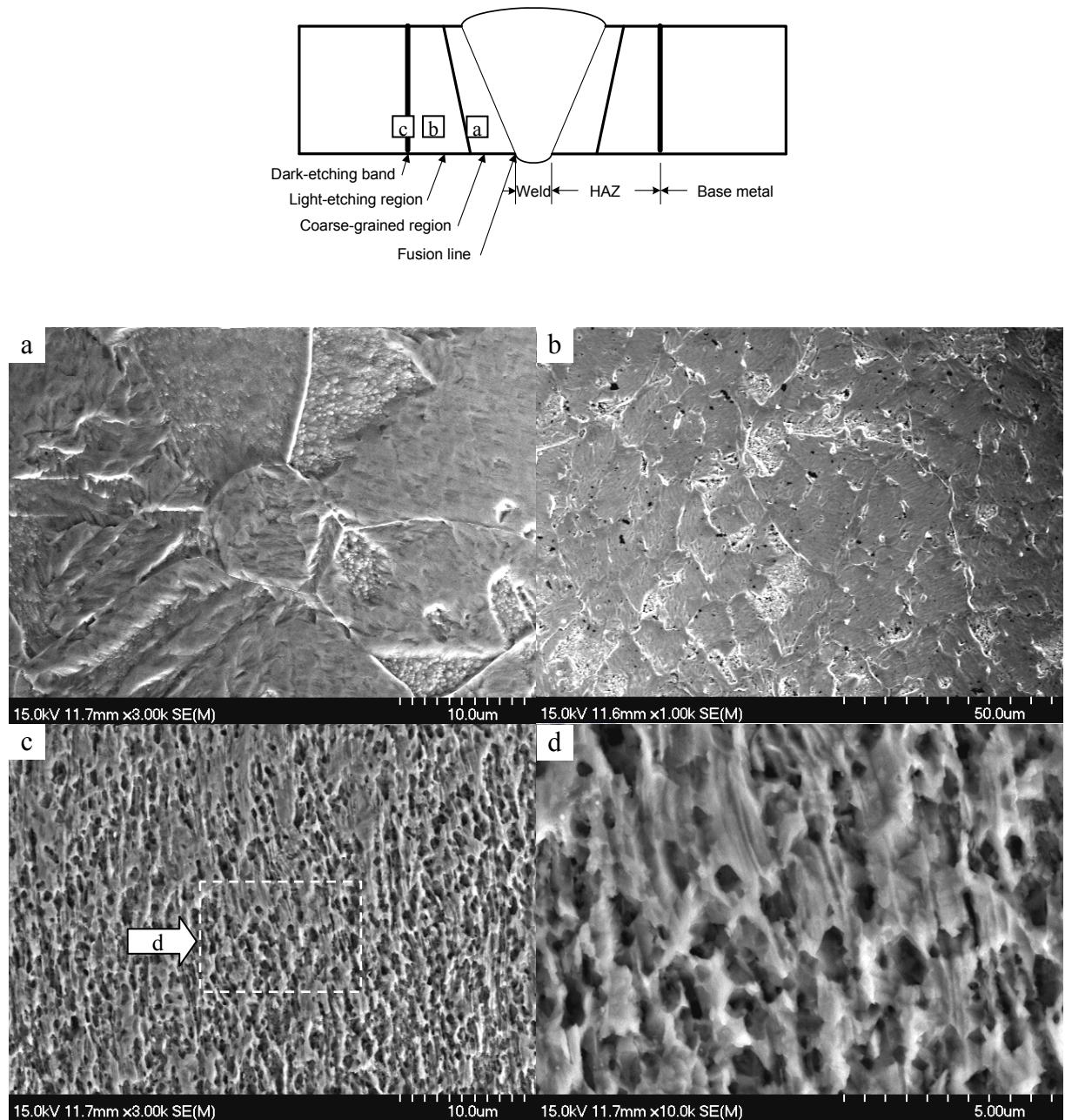


圖4-38 旋形麻時效鋼高熱輸入量電子束鋁接熱影響區SEM。(a)粗晶區之粗大板狀顯微組織結構；(b)亮浸蝕區(細晶區)顯微組織結構；(c)暗浸蝕區之空孔顯微組織結構；(d)暗浸蝕區放大之空孔顯微組織結構

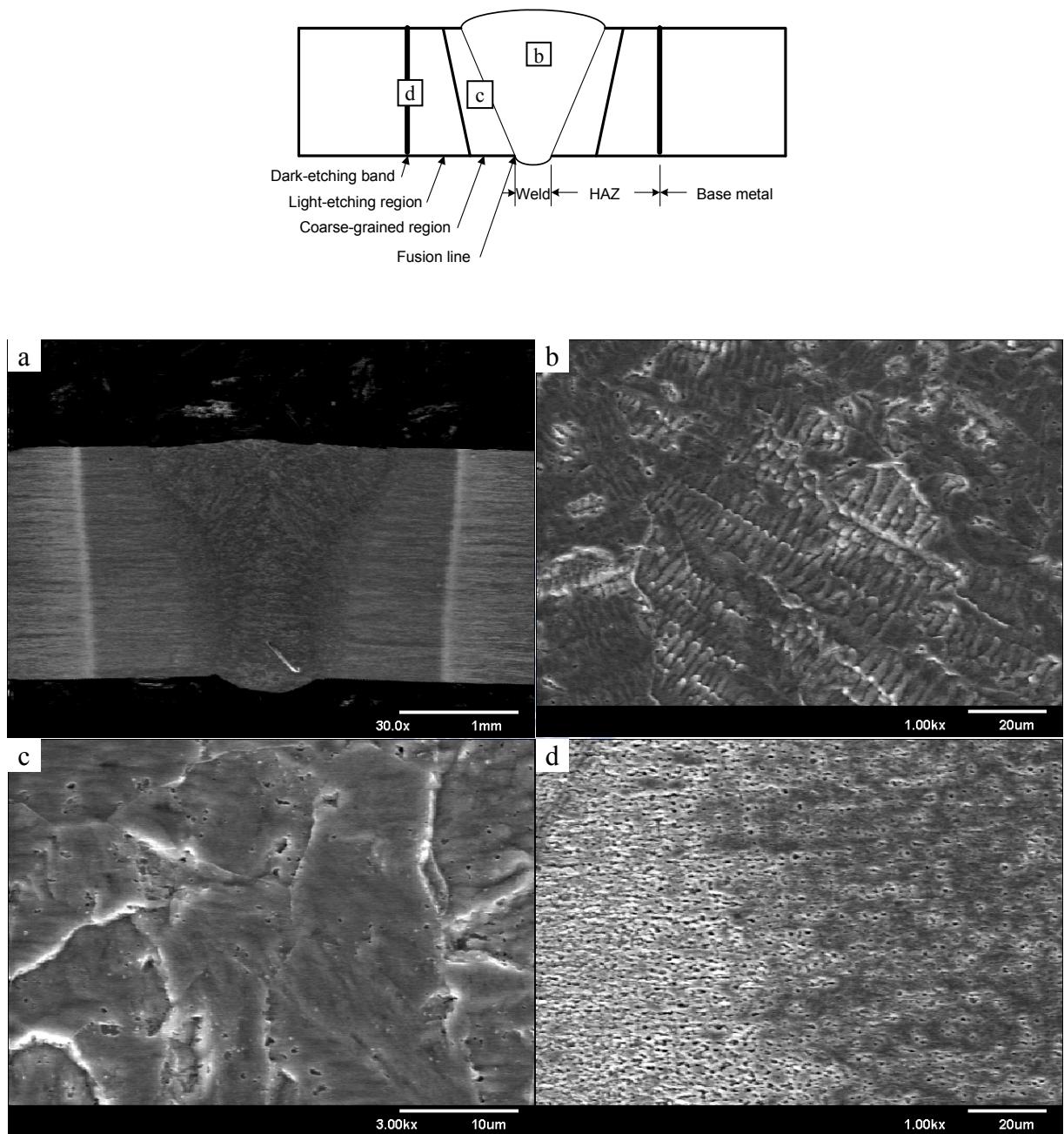


圖4-39 旋形麻時效鋼低熱輸入量電子束鉚件SEM：(a)鉚道；(b)柱狀與樹枝狀晶顯微組織結構；(c)粗晶區之板狀晶端顯微組織結構；(d)暗浸蝕區顯微組織結構

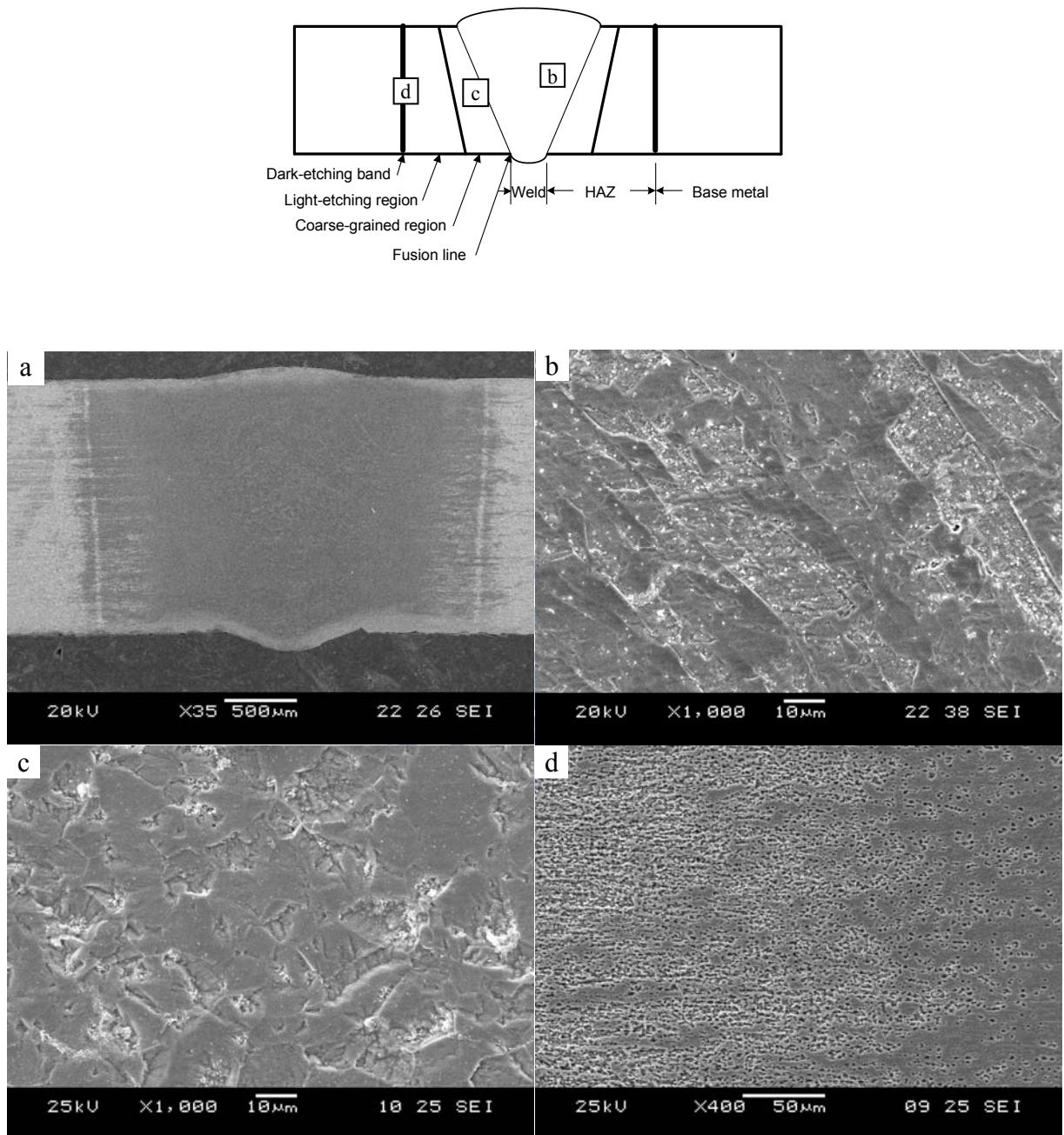


圖4-40 旋形麻時效鋼經應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸件SEM：(a)鋸道；(b)柱狀與樹枝狀晶顯微組織結構；(c)粗晶區之板狀晶端顯微組織結構；(d)暗浸蝕區顯微組織結構

4.4.3 時效熱處理對不同熱輸入量錄件的影響

旋形麻時效鋼分別經高熱輸入量、低熱輸入量及應力消除十低熱輸入量電子束錄接後，再施以480°C/6h/ AC時效熱處理，經量測微硬度結果均已大幅提昇至50~55 HRC，而呈現非均勻水平的滴狀分佈，如圖4-41所示。經以上三種不同錄接條件，其錄道量測硬度均明顯低於母材約3~5 HRC，其主要原因是錄道之強化元素偏析及晶界處有多量的逆變態沃斯田鐵池生成，以致錄道析出強化反應不完全。熱影響區之各部位則有逆變態沃斯田鐵產生及過時效的因素所導致，形成硬度微低於母材。母材則因先前加工硬化及析出強化的複合效果下，其硬度達到最高值。

麻時效鋼錄接後錄道內不會形成逆變態沃斯田鐵池(圖 4-42a)，但錄後經 480°C 時效熱處理之錄道組織，因 Ni、Mo 及 Ti 合金元素的偏析，晶界處形成多量的逆變態沃斯田鐵池生成(圖 4-43)。在錄道凝固過程中，溶質原子不斷地由成長中的樹枝狀晶端排出，所以在樹枝狀晶端內區域偏析的情況最為嚴重，而沃斯田鐵池易於合金偏析處形成[15]。因此旋形麻時效鋼錄後直接旋以時效熱處理，由於強化合金元素的偏析作用，及沃斯田鐵池大量的奪取了基地的硬化元素，使錄道的析出強化反應不完全，而導致錄道硬度降低約 4~5 HRC。經由 EDS 分析顯示錄道晶界間的逆變態沃斯田鐵池組織中，Ni、Mo 及 Ti 等合金強化元素含量均高於錄道晶粒，如圖 4-42b 所示。錄道經 TEM 觀察，內部組織主要為板條狀低碳麻田散鐵，在麻田散鐵板條晶界間有逆變態沃斯田鐵生成。根據學者[15,65]對麻時效鋼錄道的 TEM 觀察研究，此區域內含有較高的差排密度及少量的沃斯田鐵外，其餘皆與母材相同之低碳麻田散鐵，如圖 4-44 所示。方法

高熱輸入量電子束錄後再施以 480°C 時效熱處理，經應用影像分析輔助軟體(Image analysis method)計算結果，錄道內增加了 11% 的逆變態沃斯田鐵池，如圖 4-42b、圖 4-43a 及圖 4-43b 所示。此種時效硬化的麻田散鐵包圍較軟的沃斯田鐵池對於錄件的韌性以及延性均有不利的影響。圖 4-43c 為低熱輸入量電子束錄道時效後之 SEM。圖 4-43d 為應力消除十低熱輸入量電子束錄道之時效後之 SEM，而且由實驗分析結果顯示，錄道的柱狀與樹枝狀晶相對顯得小許多，錄道中的逆變態沃斯田鐵池也已大幅減少約 55%，含量僅有約 5%。

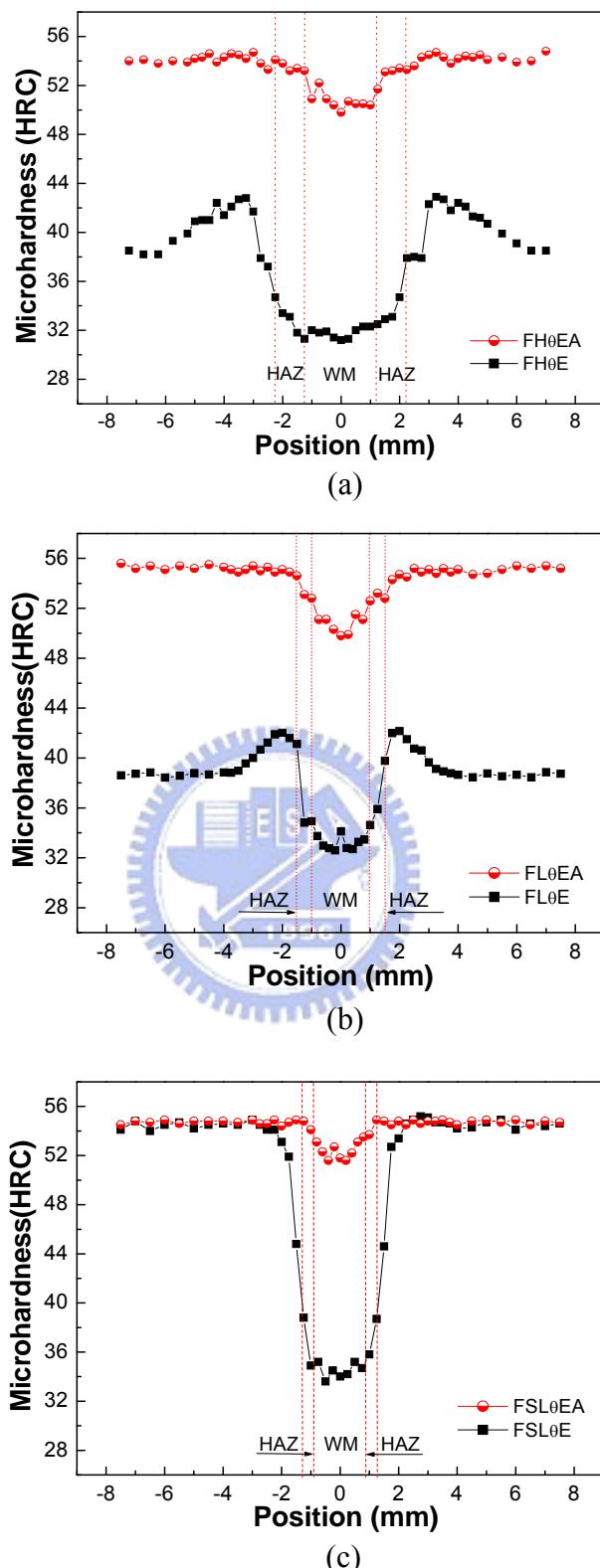


圖4-41 旋形麻時效鋼電子束鉚件時效熱處理後硬度分佈：(a)高熱輸入量電子束鉚接；(b)低熱輸入量電子束鉚接；(c)應力消除+低熱輸入量電子束鉚接

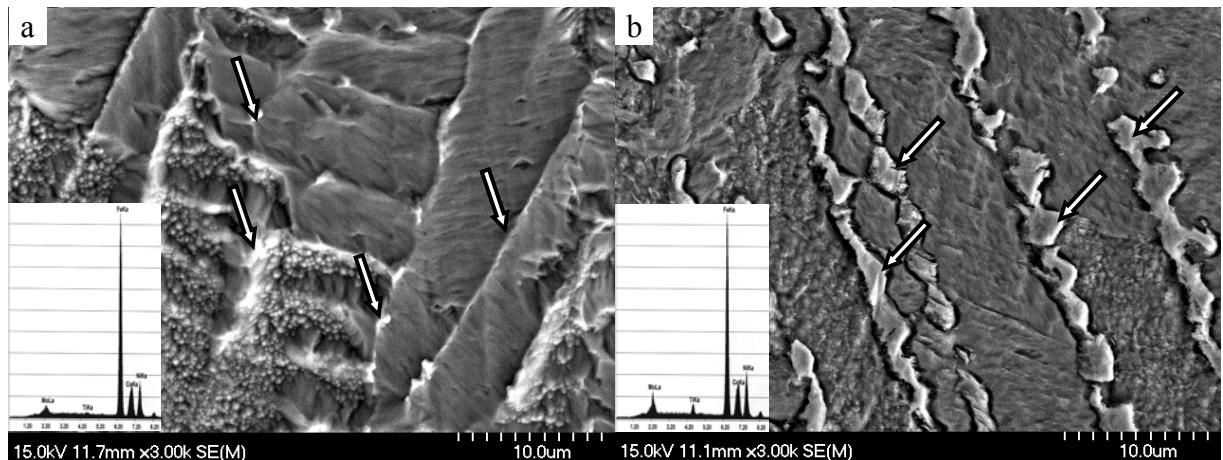


圖 4-42 旋形麻時效鋼高熱輸入量電子束鉚件及時效熱處理之鉚道顯微組織
SEM；(a)未時效熱處理鉚道；(b)時效熱處理鉚道之逆變態沃斯田鐵池

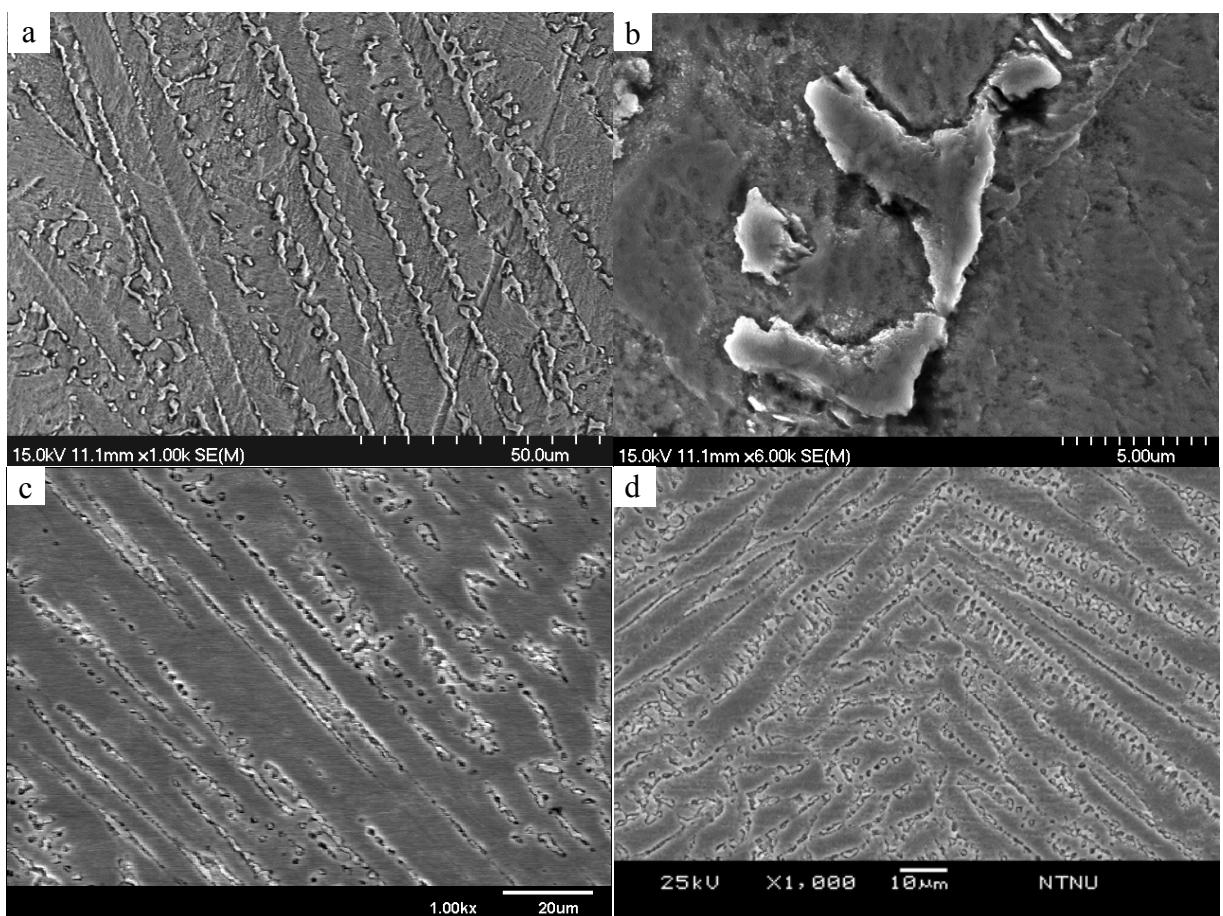


圖 4-43 旋形麻時效鋼電子束鉚件經時效熱處理鉚道之逆變態沃斯田鐵池
SEM：(a)高熱輸入量鉚道；(b)高熱輸入量鉚道內晶界間的逆變態
沃斯田鐵池；(c)低熱輸入量鉚道；(d)應力消除 + 低熱輸入量之
鉚道

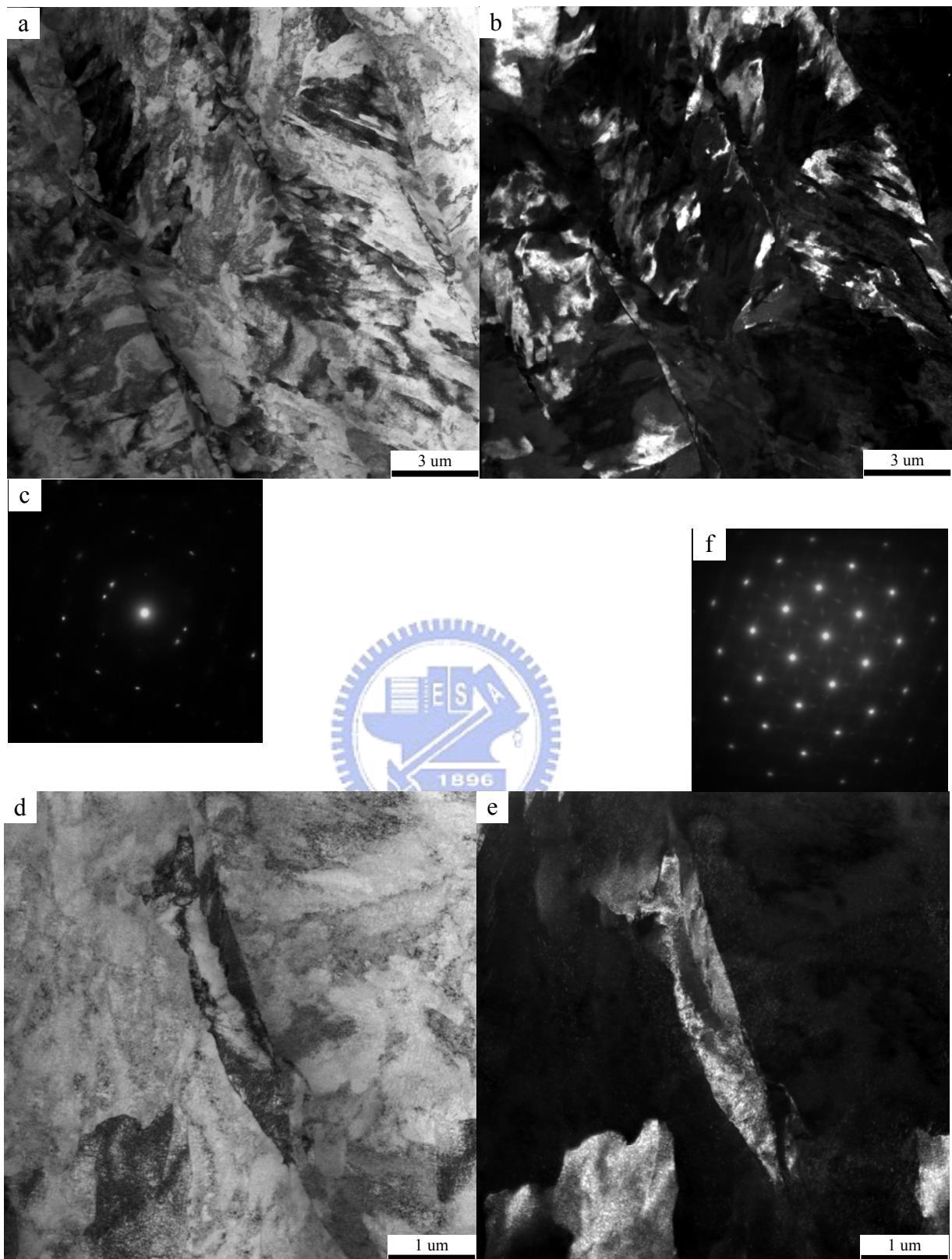


圖4-44 麻時效鋼電子束鋸件經480°C/6h/AC時效熱處理後鋸道及晶界間逆變態沃斯田鐵池之TEM：(a)鋸道明視野；(b)鋸道暗視野；(c)鋸道SADP；(d)晶界間逆變態沃斯田鐵池之明視野；(e)晶界間逆變態沃斯田鐵池之暗視野(f)逆變態沃斯田鐵池之SADP

4.4.4 機械性質測試結果與分析

表 4-6 為旋形麻時效鋼經高熱輸入量、低熱輸入量及應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸接後之機械性質。高熱輸入量電子束鋸件(FH0E)之降伏強度(1000 MPa)與抗拉強度(1012 MPa)，平均延伸率為 2.3%。低熱輸入量電子束鋸件(FL0E)之降伏強度(995 MPa)與抗拉強度(1014 MPa)，平均延伸率為 2.0%。應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸件(FSL0E)之降伏強度(1237 MPa)與抗拉強度(1249 MPa)，平均延伸率為 2.5%。由以上結果得知，高熱輸入量鋸件與低熱輸入量鋸件的拉伸強度相近，而應力消除 + 低熱輸入量鋸件的降伏及抗拉強度分別高出高熱輸入量與低熱輸入量鋸件約 24% 及 25%，平均延伸率則分別高出約 9% 及 25%。

以上三種不同電子束鋸件經 480°C/6h/AC 時效熱處理後，其機械性質如表 4-6 所示。經應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸件(FSL0EA)之降伏強度(1947 MPa)與抗拉強度(1996 MPa)，高於規範值約 14-15%，平均延伸率已大幅提升達 2.5%。與高熱輸入量鋸件(FH0EA)比較，其拉伸之降伏與抗拉強度分別提升 10% 及 12%，平均延伸率更大幅提升 108%。

由以上研究實驗證明，高熱輸入量的電子束鋸件因為過多的鋸接熱輸入量，導致鋸道內強化合金元素的偏析作用，及過多的沃斯田鐵池(11%)大量的奪取了基地的硬化元素，使鋸道的析出強化反應不完全，而導致鋸道硬度降低。低熱輸入量的電子束鋸件(FL0EA)雖然鋸道截面寬度比高熱輸入量鋸道縮小約 13%，其拉伸之降伏與抗拉強度分別提升 8% 及 12%，但延伸率亦僅提高 8%。這主要是鋸件的母材原本為板條狀麻田散鐵組織，經大量旋形冷作加工作用下使晶粒纖維化，以致在時效熱處理時，母材在旋形冷作的殘留應力、晶粒纖維化及析出強化之複合作用下，強度大幅提升，以致旋形鋸件在拉伸時，相對較弱的鋸道優先破斷，亦造成延伸率大幅下降。依據研究學者文獻，麻時效鋼在標準時效溫度(480°C)，經過長時間的時效熱處理，對硬度[2]及拉伸強度[43]仍然不會有負面的影響。特別是 K. V. Rajkumar 等學者研究[52]，C-250 級麻時效鋼經 482°C 時效處理時，

逆變態沃斯田鐵的數量在時效 40 小時以前呈現平坦的曲線，且硬度則逐漸增加，在時效達 70 小時後才有 5%逆變態沃斯田鐵生成，如圖 2-17 所示。

因此，高縮減率的旋形鋸件，在鋸前先施以應力消除的時效熱處理製程，以消除鋸件因大量旋形冷作加工，晶粒轉為緻密糾結的纖維狀結構所產生的加工應力。使原本大量旋形加工產生的內部應力或結晶內的各種缺陷(空孔，格子間原子等)，因回復而局部消除以獲得原來的安定格子排列。並且利用降低熱輸入量電子束鋸接，以減少鋸道內強化合金元素的偏析及減少逆變態沃斯田鐵池生成，以提升鋸道的析出強化反應。後續利用再時效熱處理對鋸道及熱影響區進行強化處理，在雙重的效應下同時獲得高強度及較佳的延伸率。

此優異的結果可由實驗試片獲得證實，如圖 4-45 顯示，應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸件拉伸試片所殘留的頸縮(Necking)現象發生在鋸道兩側的母材。並由圖 4-46 所示，實驗之應力與應變曲線可證明相對延伸性。由此可見，先行消除旋形加工應力的熱處理及降低電子束鋸接的熱輸入量，對旋形麻時效鋼電子束鋸件之拉伸強度及延伸率有極大的貢獻。

表4-6 旋形麻時效鋼高熱輸入量、低熱輸入量及應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸件之機械性質

Sample code	Process (Fromed→)	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D		1689	1758	2.5*
FHθE	EBW(Hθ)	1000	1012	2.3
FLθE	EBW(Lθ)	995	1014	2.0
FSLθE	Stress relieving→EBW(Lθ)	1237	1249	2.5
FHθEA	EBW(Hθ)→Aging	1777	1781	1.2
FLθEA	EBW(Lθ)→Aging	1917	1918	1.3
FSLθEA	Stress relieving→EBW(Lθ)→Aging	1947	1996	2.5

Note: * Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

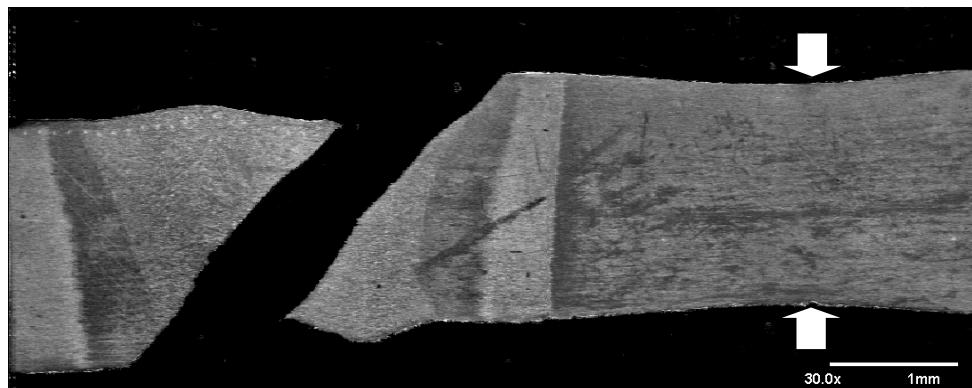


圖 4-45 鋸前應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸件拉伸實驗試片頸縮之 SEM

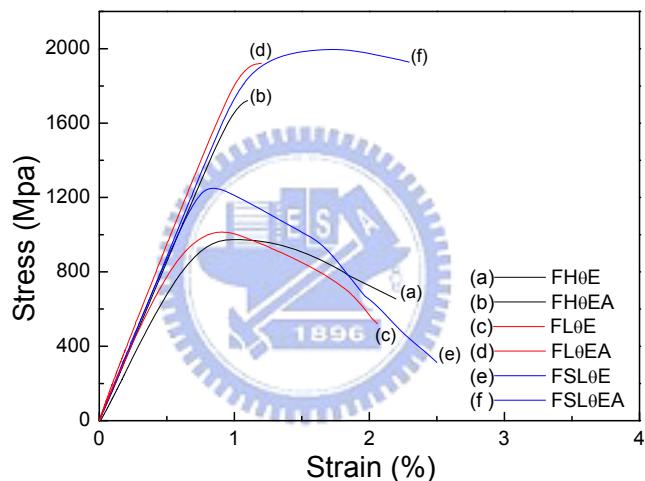


圖 4-46 高熱輸入量、低熱輸入量及應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸件之應力應變曲線

4.4.5 拉伸破斷面觀察與分析

圖 4-47～圖 4-49 為旋形麻時效鋼經高熱輸入量、低熱輸入量及應力消除 + 低熱輸入量電子束鋸接後之拉伸試片破斷相。由於鋸後尚未時效熱處理，鋸道為質軟富有延性之低碳麻田散鐵與少量沃斯田鐵組織結構，在受到拉伸應力時由相對較弱的鋸道開始破裂，如圖 4-47a、圖 4-48a 及圖 4-49a 所示。

圖 4-47a 左上角拉伸破斷相顯示，高熱輸入量的電子束錄接時因過多熱輸入量，使熱影響區因持續長時間處在高溫的沃斯田鐵相區，造成粗晶區更為寬大，其強度已下降僅微高於錄道(如圖 4-41a 所示)。隣近的母材也受到熱擴散影響，已產生時效的現象，導致此處的強度微高於母材。因此，錄件受到拉伸作用時，寬大的熱影響區亦同時發生變形。同時也可由破斷的錄道 SEM 可證，均為粗大的延性旋渦狀顯微組織結構。圖 4-48a 及圖 4-49a 左上角顯示，錄道均呈現大幅頸縮的延性破斷形態，錄道兩側均呈現為明顯大的剪唇區(Shear-lip zone)，這主要是因為低熱輸入量的電子束錄接，使熱擴散影響降到最低。熱影響區則受到錄接熔融熱擴散效應的影響，已產生輕微的時效硬化作用，以及母材受到大量旋形冷作加工硬化，及錄前先施以應力消除熱處理，兩者強度均相對比錄道高所導致。由 SEM 顯微觀察狹窄細長的破斷表面，兩者均呈現旋渦狀之延性破斷相。

圖 4-47b、圖 4-48b 及圖 4-49b 為旋形麻時效鋼經高熱輸入量、低熱輸入量及應力消除 + 低熱輸入量電子束錄接後，再施以時效熱處理之拉伸試片巨觀破斷相與 SEM 顯微觀察。由錄件破斷的巨觀觀察顯示，均呈現類似準劈裂面破斷形態。其中圖 4-49b 左上角顯示之箭頭處，錄前消除應力 + 低熱輸入量的電子束錄件拉伸破斷試片，有明顯代表延性的頸縮變形現象，此結果同時也可由圖 4-45 可證。由 SEM 顯微破斷面觀察，均為延性的旋渦狀組織結構。其中圖 4-48b 的 SEM 顯微破斷面觀察顯示，旋渦狀均呈現比較淺的破斷形態，為低延性的旋渦狀組織結構。相對代表延性破斷面的顯微組織顯示在圖 4-49b，由 SEM 觀察可明顯的看到，均呈現為代表延性佳的旋渦狀顯微組織之破斷形態，由此結果證明經錄前消除應力 + 低熱輸入量的電子束錄接製程，可有效的提升錄件強度，並同時可解決延伸率不足的瓶頸。

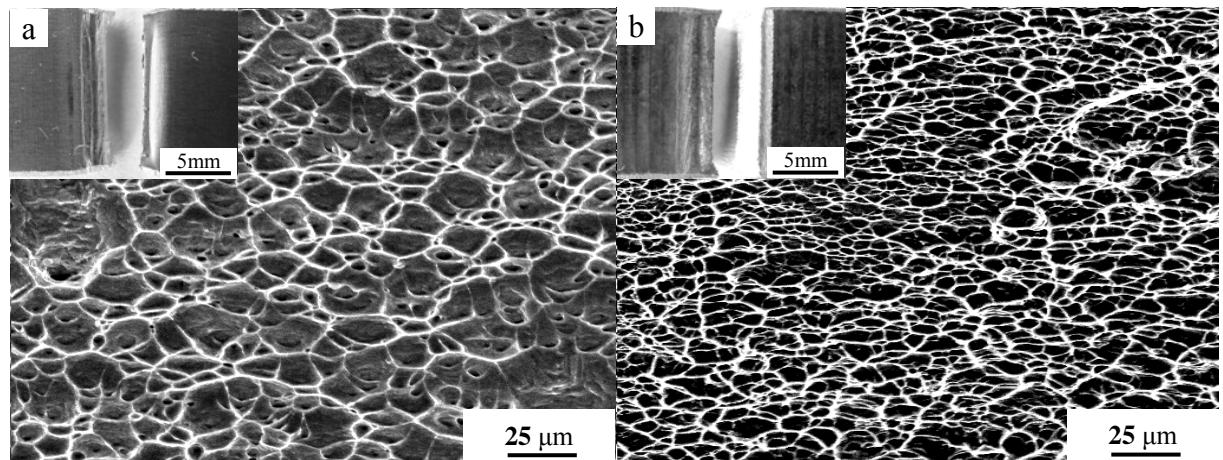


圖 4-47 高熱輸入量電子束錄道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構：(a)錄接後；(b)錄後時效熱處理

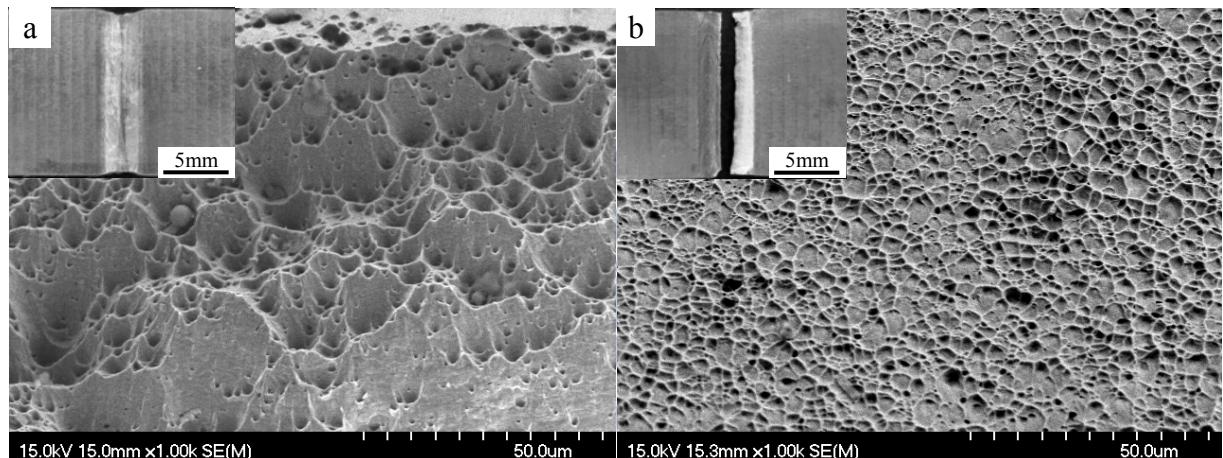


圖 4-48 低熱輸入量電子束錄道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構：(a)錄接後；(b)錄後時效熱處理

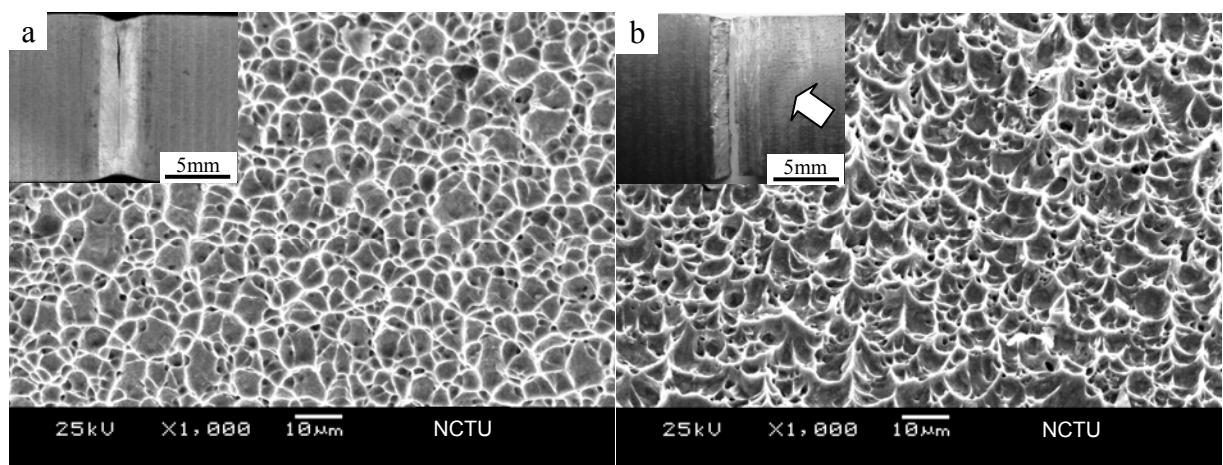


圖 4-49 應力消除 + 低熱輸入量電子束錄道 OM 及 SEM 破斷顯微組織結構：(a)錄接後；(b)錄後時效熱處理

4.4.6 本節結論

1. C-250 麻時效鋼經高熱輸入量電子束錄接後，錄道內由於合金成份的偏析，會使逆變態沃斯田鐵生成溫度降低，導致在正常的 480°C 時效熱處理後，經應用「影像分析輔助軟體」計算結果，在錄道晶界處生成多量(11%)的逆變態沃斯田鐵池，使強度及延伸率降低，對錄件機械性質造成負面的影響。
2. 高熱輸入量電子束錄接之錄道因強化合金元素的偏析作用，及沃斯田鐵池大量吸取基地的硬化元素，使錄道的析出強化反應不完全，而導致錄道硬度降低約為 4~5 HRC。
3. 79%旋形麻時效鋼經高熱輸入量電子束錄接及時效熱處理後，其降伏強度與抗拉強度均滿足規範規格值，延伸率(1.2%)卻僅有規範值的 48%，與母材時效後(2.9%)相比降幅達 59%。
4. 經降低電子束 26%熱輸入量，可有效的縮小錄道及熱影響區約 35% 及 44%的截面積。
5. 錄前消除加工應力及減少電子束 26%熱輸入量，經時效熱處理後，錄道內的逆變態沃斯田鐵池含量已下降至 5%以下，大幅減少約 55%。可提升拉伸強度約 10-12%，最值得關注的平均延伸率可大幅提升 108%，符合規範值規格 2.5%。
6. 錄前消除加工應力 + 低熱輸入量的電子束錄接製程之拉伸破斷面，由 SEM 觀察均呈現為代表延性佳的漩渦狀顯微組織之破斷形態。
7. 在工程應用設計上建議，經高旋形加工量的麻時效鋼，可採用錄前 480°C 消除加工應力 + 低(49 J/mm)電子束錄接熱輸入量 + 480°C 時效熱處理製程，以獲得最佳的機械性質與應用彈性。

4.5 電子束預熱及續熱對旋形麻時效鋼錄件的影響

4.5.1 試驗目的與流程

經本論文 4.3 節研究結果，C-250 麻時效鋼經大量(79%)旋形冷作加工及電子束錄接後，直接施以時效熱處理，因加工硬化及錄道合金元素偏析作用及多量逆變態沃斯田鐵池生成，導致錄件的強度及延伸率嚴重降低。經 4.4 節的研究可利用消除加工應力與低熱輸入量電子束錄接製程技術，解決延伸率不足的瓶頸。然而，錄道因偏析及逆變態沃斯田鐵池而強化不完全，錄件的破斷位置仍發生在錄道內。

錄道強化元素的偏析是在錄道凝固過程中，溶質原子不斷地由成長中的樹枝狀晶端排出，而沃斯田鐵池易於合金偏析處形成。因此，推論藉由錄接前、後施以熱處理製程，以減緩凝固速率來減少強化元素的偏析量或再溶回基地內，同時可產生再結晶作用以增加錄道與熱影響區的機械性質。因此，本節設計規劃以消除加工應力之 79% 旋形麻時效鋼，分別以三種不同電子束熱處理及錄接製程進行研究：(1) 錄前先以低熱量電子束在工件預定錄接處施以預熱處理，隨後即進行電子束錄接；(2) 電子束錄接後，隨即以低熱量之電子束在錄道處施以續熱處理；(3) 電子束錄接前、後均以低熱量電子束在錄接處施以預、續熱處理。藉由以上三種不同預、續熱錄接及時效熱處理製程，研究低熱量電子束熱處理，對錄道與熱影響區之顯微組織及機械性質影響進行研究，以解決 C-250 麻時效鋼經 79% 旋形冷作加工及電子束錄接後延伸率嚴重偏低的窘境。

實驗係將旋形麻時效鋼管件置於 1.3×10^{-2} Pa 真空環境中，以不加填料的電子束錄接方式執行，其錄接條件設計區分為錄接之熱輸入量($\theta=49$ J/mm)、錄前預熱及錄後續熱之低熱量($L\theta=19$ J/mm)。接著後續再對以上錄件施以 $480^\circ\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理。本試驗係以全尺寸實體試件進行研究實驗，以尋得最適化之製程，其結果將可提供後續工程設計與研製之建議與參考，實驗程序如圖 4-50 所示。

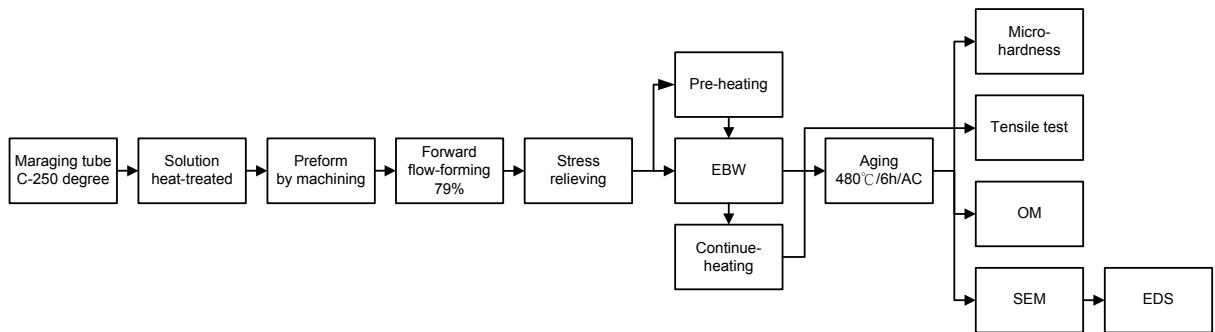


圖 4-50 C-250 旋形麻時效鋼之電子束預熱/續熱錄接實驗流程圖

4.5.2 微硬度量測與顯微組織觀察

1. 電子束錄前預熱



旋形麻時效鋼於電子束錄接前，先以低熱量之電子束在預定錄接處施以預熱處理，隨後即進行電子束錄接。經量測錄道與熱影響區截面平均微硬度值，呈現如碗狀的分佈形態，如圖 4-51 所示。錄道由熔融冷卻為質軟之低碳麻田散鐵的鑄造組織。熱影響區硬度值則隨著離開錄道間距之增加而逐漸增高，且變得很寬大，最外側的暗浸蝕區距離錄道中心最大寬度約有 7 ~ 8 mm，如圖 4-52 所示。若與直接電子束錄接件相比寬大許多（圖 4-39），其原因係母材受到錄前預熱之熱輸入，及錄接熔融熱擴散作用所影響，部份區域已產生晶粒長大、再結晶、過時效、時效之作用，形成不等的硬度分佈。

錄道部份：旋形麻時效鋼雖然經過錄前預熱處理，在正式錄接後，錄道仍呈現類似鑄造組織，錄道中間亦為不明顯的樹枝狀與柱狀晶顯微組織結構（圖 4-53a），接近熔融線則為等軸晶之混合組織。其錄道最大寬度約為 2.1 mm，比一般錄接件微大。由於錄前先行預熱處理所輸入的熱量，與後續錄接的熔融熱產生

複合效應，無法即時有效的擴散冷卻，在錄道處停留過久，導致錄道的晶粒有擴大與部份晶界不明顯的現象，並在晶界間已有逆變態沃斯田鐵生成。然而，因錄接使錄道由熔融狀態再慢慢冷卻，故恢復至未旋形加工前固溶退火處理的硬度值。

粗晶區：此區域主要受到錄前預熱與錄道熔融熱之擴散效應影響，使再結晶呈現較粗大的麻田散鐵顯微組織結構，且面積範圍比一般電子束錄接件寬大許多。但受到先前預熱的影響，熔融線呈現較不明顯的現象，如圖 4-53b 所示。母材受到先前預熱溫度已達再結晶溫度以上，原本受到高壁厚縮減率的旋形冷作加工作用，所產生的纖維狀組織結構已再結晶及長大，在隨後錄接時所輸入的溶融熱擴散作用影響，產生複合的作用，以致晶粒成長比一般直接錄接件大，如圖 4-53c 所示。緊鄰著粗晶區之次粗晶區亦因熱擴散輸入效應，使本區域變得寬大及明顯，如圖 4-53d 所示。

亮浸蝕區：此處為熱影響區最寬大的區域，主要是因先前預熱之熱輸入及熔融熱擴散作用，使尖峰溫度坡度較緩和所導致。由於先前預熱溫度的擴散作用，產生不同漸次的時效硬化效果，且有細微分散的逆變態沃斯田鐵相生成，故此區域在經過腐蝕液之腐蝕後，可由顯微觀察到等軸晶與晶界有空孔存在，如圖 4-53e 所示。

暗浸蝕帶：由圖 4-52 觀察，此區域同樣受到先前預熱的影響作用，距離錄道相當的遠，約有 7~8 mm。因過多的熱量輸入及滯留時間較長，使本區域變的比一般直接錄接件寬大許多。當正式錄接時，原本正常會出現在錄道兩側附近(0.5~1 mm)的暗浸蝕帶，因不及先前預熱的溫度而未能發生作用，如圖 4-53f 所示。

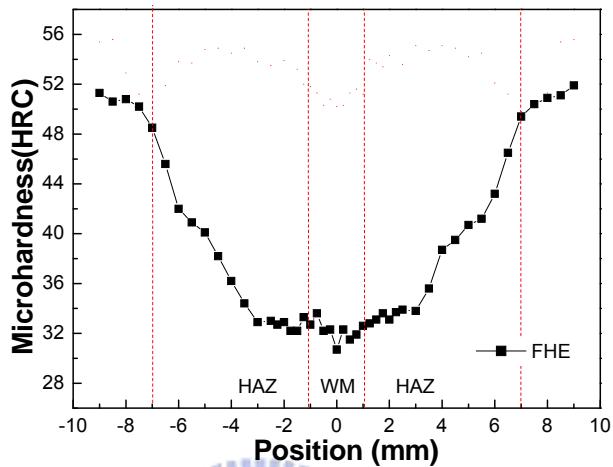


圖 4-51 旋形麻時效鋼電子束錄前預熱之微硬度分佈圖

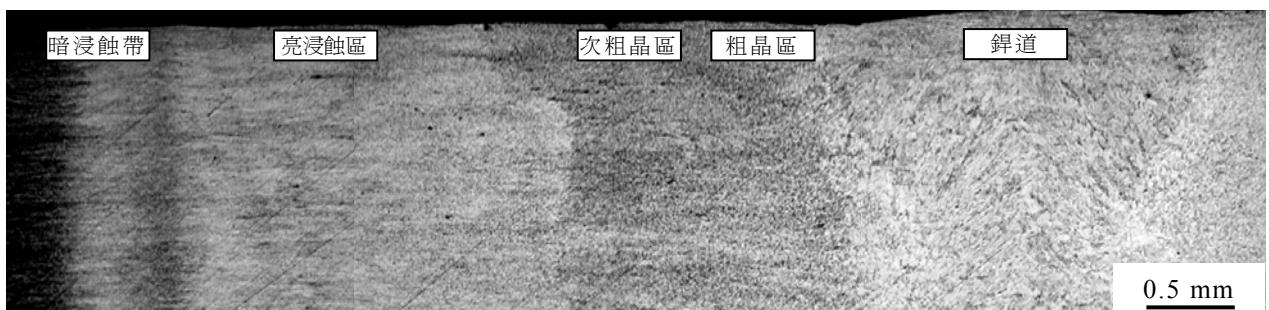


圖 4-52 旋形麻時效鋼錄前預熱之錆道與熱影響區OM金相圖

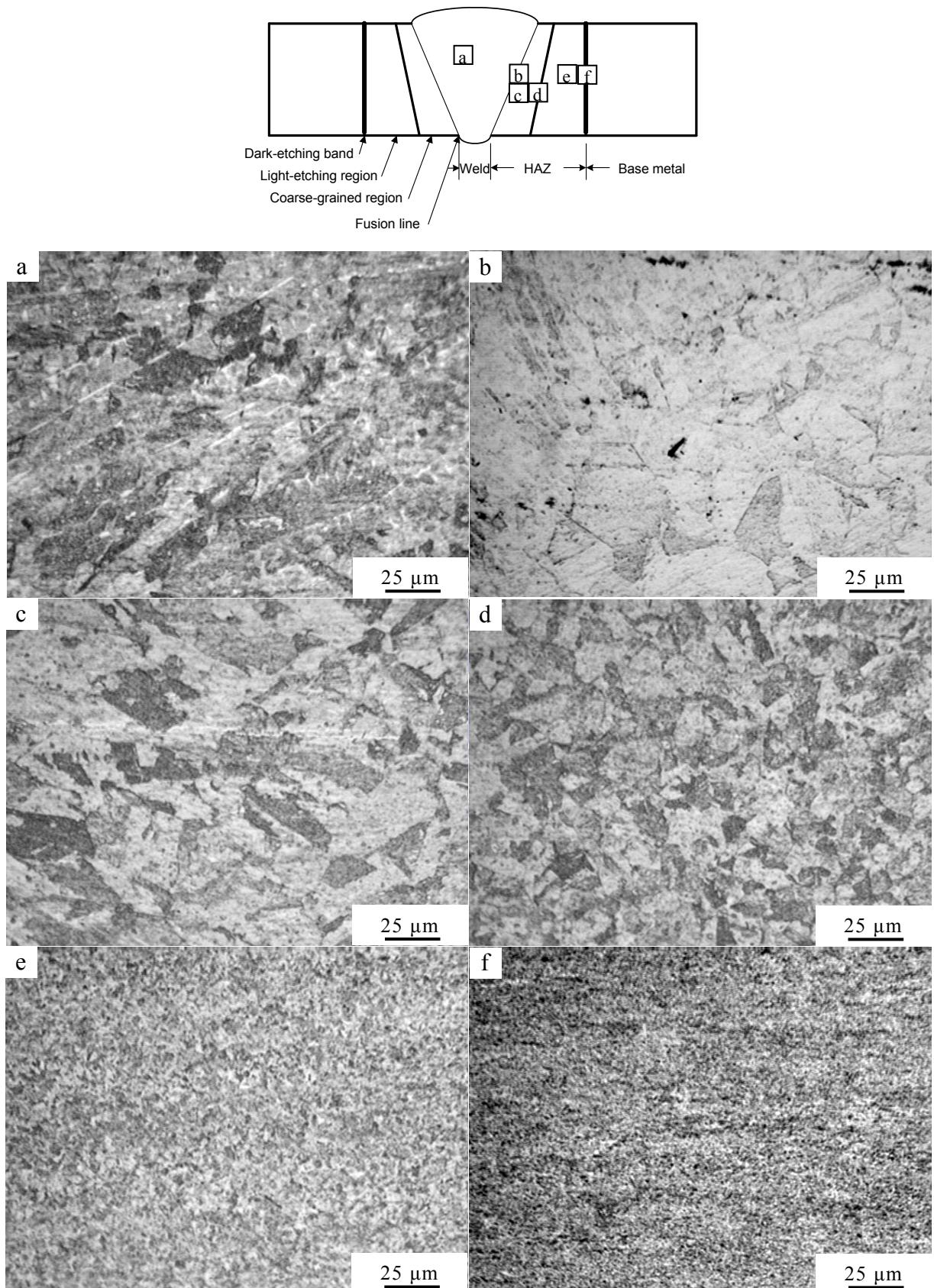


圖 4-53 旋形麻時效鋼電子束預熱與錠接之錠道與熱影響區 OM 金相圖：(a)錠道；(b)熔融線與粗晶區；(c)粗晶區；(d)次粗晶區；(e)亮浸蝕區；(f)暗浸蝕區

2. 電子束錄後續熱處理

旋形麻時效鋼經電子束錄接後，隨即以低熱量電子束在錄道處施以續熱處理。經量測錄道與熱影響區截面平均微硬度值，如圖4-54所示，錄道與熱影響區呈現如杯狀的分佈形態。錄道最大寬度約為1.7 mm，熱影響區硬度值則受到錄後續熱之熱擴散影響，隨著離開錄道間距之增加而逐漸增高，距離錄道中心最大寬度約有3~4 mm(圖4-55)。若與錄前預熱(圖4-51)相比較，熱影響區寬度約減少57%。

由電子顯微鏡觀察，錄道與熱影響區比錄前預熱處理錄件來的清楚，錄道中間大部份為樹枝狀與柱狀晶顯微組織結構(圖4-56a及4-56b)。由於錄後續熱處理對材料有直接時效的作用，原本為質軟的錄道組織經續熱後，已產生初期的時效，硬度值已提高至約39~42 HRC之間(如圖4-54)。

粗晶區同樣受到錄道熔融熱的影響，熔融線呈現較不明顯的現象(圖4-56c)，晶粒有粗大化現象，面積範圍比一般電子束錄接件微大。且因續熱的作用，在粗晶與細晶之部分區域有細微分散的逆變態沃斯田鐵相生成(圖4-56d)。亮浸蝕區也因為錄後續熱輸入作用，有多量的逆變態沃斯田鐵相生成(圖4-56e)。暗浸蝕帶也受到過多的熱量輸入及停留時間較長，由電子顯微鏡觀察更明顯，如圖4-56f所示。

由圖4-57顯示，熱影響(沃斯田鐵相區)之析出相區，此區域受到錄後續熱的影響，有分散的析出物產生，如圖4-57a所示。圖4-57b為圖4-57a局部放大圖。由圖4-57c顯示，原本母材基地之粗大板條狀晶粒，經高旋形冷作加工，晶粒變形為纖維狀結構(圖4-3c及圖4-5)，已因錄後續熱之熱量輸入作用，產生回復及再結晶，基地已形成均勻細小的晶粒。

導致此現象主要形成的原因，是材料的開始再結晶溫度隨著加工度愈大則愈低，且在退火後獲得較細的晶粒，反之加工度小則需較高的溫度才開始再結晶，且於高溫退火時，其晶粒變為粗大。因此，經由大量的冷作加工有助於晶粒細化及改善

其機械性質。圖 4-57 之 SEM 觀察顯示，經錄後再以低熱量的電子束續熱作用，使錄件基地已產生再結晶的現象。圖 4-57c 中箭頭 1 及 2 所指為析出晶粒的初期孕核相。圖 4-57d 為圖 4-57c 箭頭 d 所指之析出晶粒，由圖 4-57d 之 SEM 25k 倍率放大圖如箭頭 3 所指位置證明，析出晶粒是由基地析出成長而成。

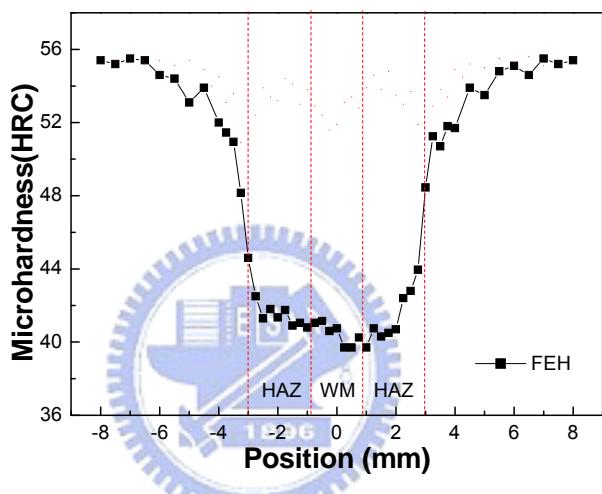


圖 4-54 旋形麻時效鋼電子束錄後續熱之微硬度分佈圖

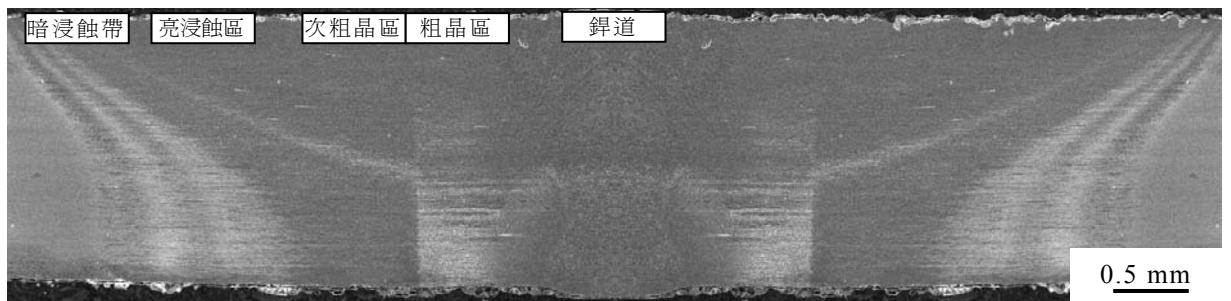


圖 4-55 旋形麻時效鋼電子束錄後續熱之錄道與熱影響區 SEM

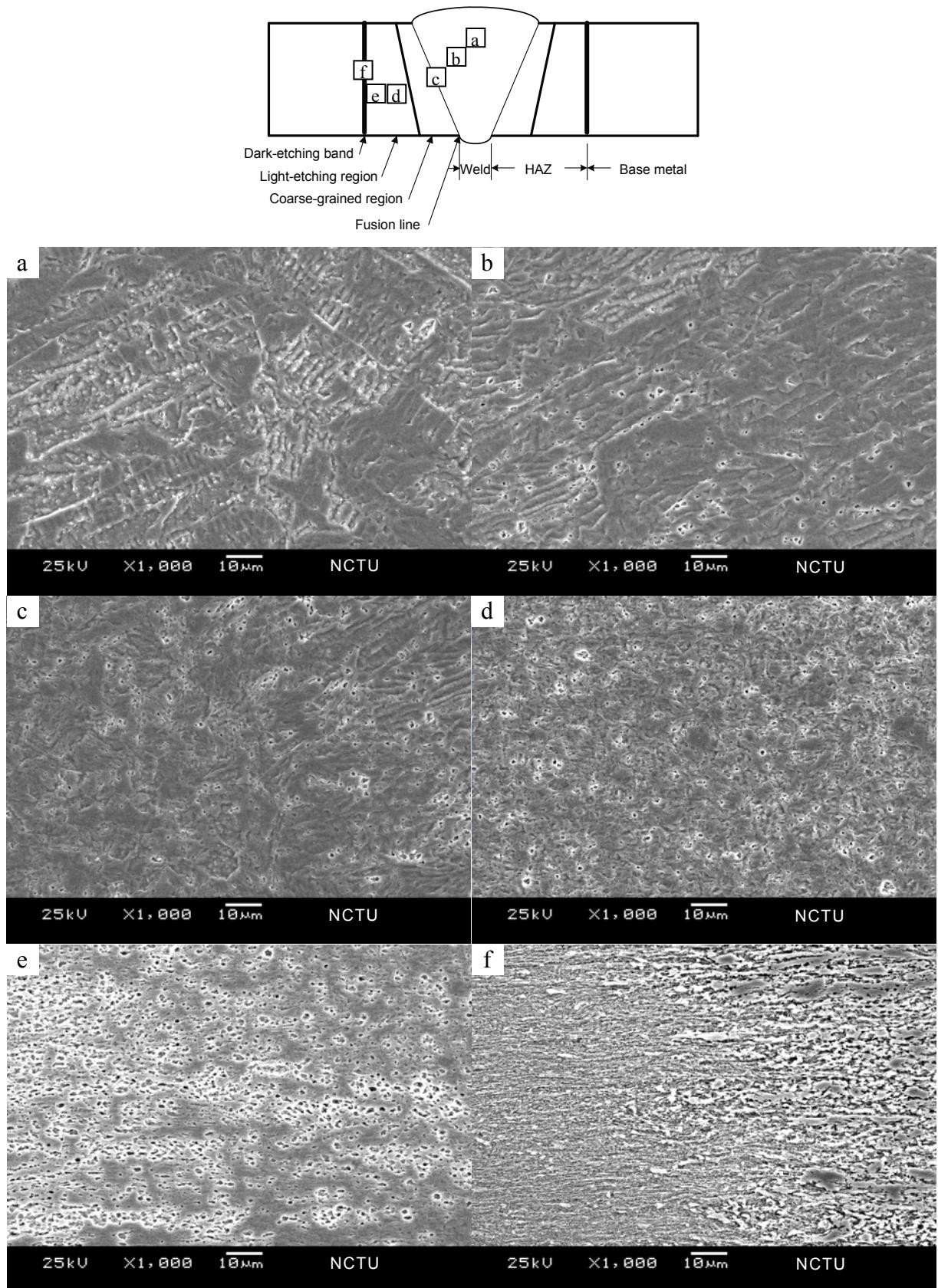


圖 4-56 旋形麻時效鋼電子束錄後續熱之錄道與熱影響區 SEM 金相圖：(a)錄道中心；(b)柱狀與樹枝狀晶；(c)熔融線與粗晶區；(d)細晶區；(e)亮浸蝕區；(f)暗浸蝕區

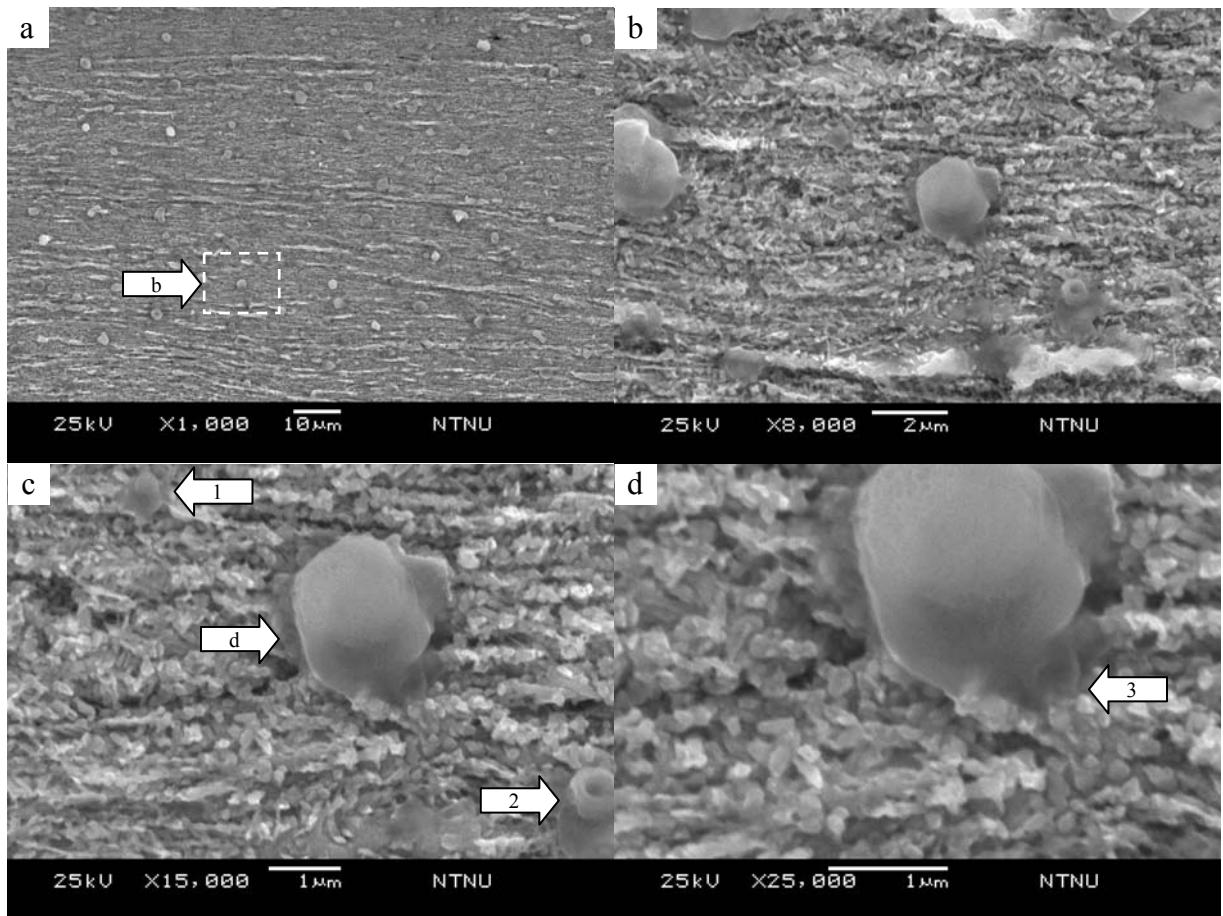


圖 4-57 順流旋形 C-250 後電子束錄後續熱之析出物 SEM 金相圖：(a) 热影響區(沃斯田鐵相區)之析出相區；(b)局部放大圖；(c)基地晶粒已細化、孕核、晶粒成長及析出物相；(d)晶粒由基地析出相

3. 電子束預熱與續熱處理

旋形麻時效鋼錄接前，先以低熱量電子束在預定錄接處施以預熱處理後，隨即進行錄接，隨後再以低熱量電子束在錄道處施以續熱處理。經量測錄道與熱影響區截面平均微硬度值，如圖 4-58 所示，錄道與熱影響區呈現如碗狀的分佈。錄道最大寬度約為 2.1 mm，熱影響區硬度值則隨著離開錄道間距之增加而逐漸增高，距離錄道中心最大寬度約有 8~9 mm(圖 4-59)，與預熱錄接件大致相同。

由於受到鋸前與鋸後過多的熱量輸入，導致鋸道內的晶粒變的比較粗大，但仍為鑄造組織形態(圖4-60a)，鋸道硬度維持在約30.5~32.5 HRC之間(圖4-58)。熔融線同樣也比較不明顯(圖4-60b)。粗晶區同樣呈現為粗大化現象，面積範圍比鋸前預熱鋸接件大一些，因為續熱的作用，部分區域有細微分散的逆變態沃斯田鐵相生成。相鄰的細晶區因預熱與續熱之雙重熱擴散作用，面積變的更寬大(圖4-60c)。亮浸蝕區與暗浸蝕帶也因為受到過多的熱量輸入及停留時間較長，亦生成多量的逆變態沃斯田鐵(圖4-60d及圖4-60e)。

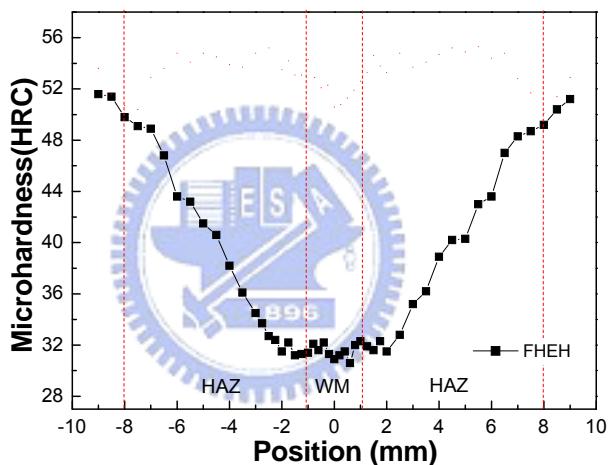


圖4-58 旋形麻時效鋼電子束預熱與續熱之微硬度分佈圖

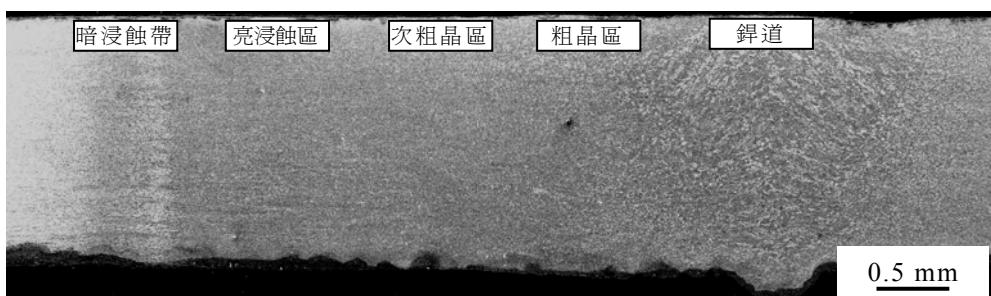


圖4-59 旋形麻時效鋼電子束預熱與續熱之鋸道與熱影響區SEM

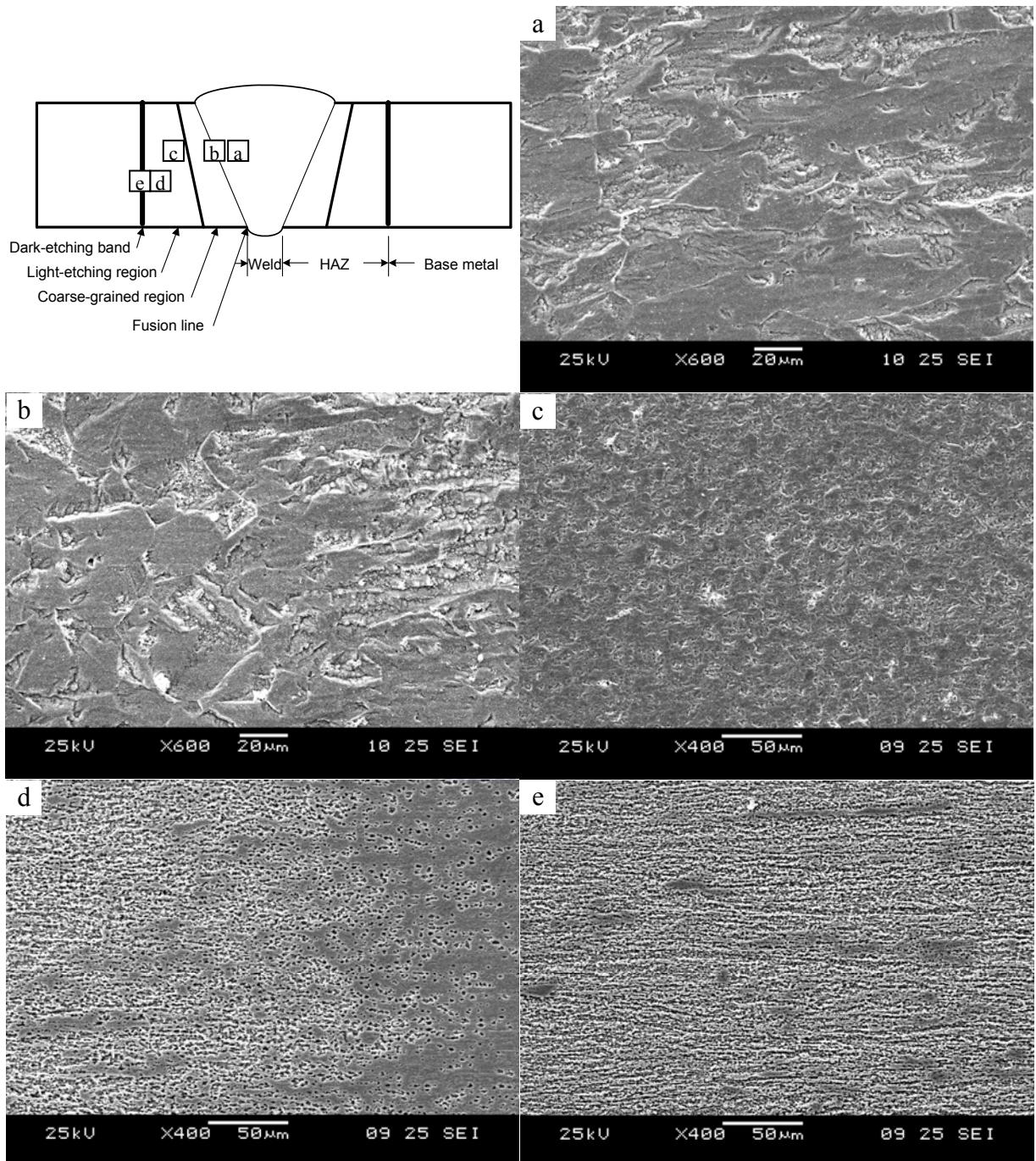


圖4-60 旋形麻時效鋼電子束預熱與續熱之錠道與熱影響區SEM金相圖：(a)錠道；(b)熔融線與粗晶區；(c)細晶區；(d)亮浸蝕區；(e)暗浸蝕區

4.5.3 時效熱處理對錄件微硬度與顯微組織的影響

1. 旋形(電子束預熱)錄件時效熱處理

旋形麻時效鋼經電子束錄接前，先以低熱量電子束在預定錄接處施以預熱處理，隨後即進行電子束錄接，經480°C/6h/AC時效熱處理後，量測微硬度結果顯示，錄道與原先寬大的熱影響區均已提升至50～55 HRC，而呈現非均勻如「M」型的分佈，如圖4-61所示。錄道處比熱影響區之粗晶與細晶區微低，然而硬度最低是落在熱影響區兩側的暗浸蝕區。錄道硬度微低之原因，係錄道內強化元素偏析及晶界處有多量的逆變態沃斯田鐵池生成所導致。最低硬度之暗浸蝕區是因為在預熱時，過多的熱量輸入及停留的時間較長，使此 $\alpha' + \gamma'$ 雙相區域的面積擴大，生成多量細微的逆變態沃斯田鐵。

圖4-62為旋形麻時效鋼經電子束錄前預熱後，加以時效熱處理之錄道與熱影響區OM金相圖。圖4-62a及圖4-62b為錄道中心之柱狀及樹枝狀晶結構，晶界間因時效熱處理後，所形成之逆變態沃斯田鐵池。由於預熱與錄接熱的複合作用，導致錄道、熱影響及亮浸蝕區在600°C～730°C溫度區間停留過久，而有足夠的時間進行 $\alpha' + \gamma'$ 雙相反應，在時效後經由浸蝕之金相呈現分散細小的黑色空孔，主要為麻田散鐵組織與細微分散的逆變態沃斯田鐵相(圖4-62a～圖4-62d)。圖4-62c為熔融線及粗晶區，因緊鄰錄道處有較高的沃斯田鐵化溫度，導致晶粒為粗大的麻田散鐵組織。

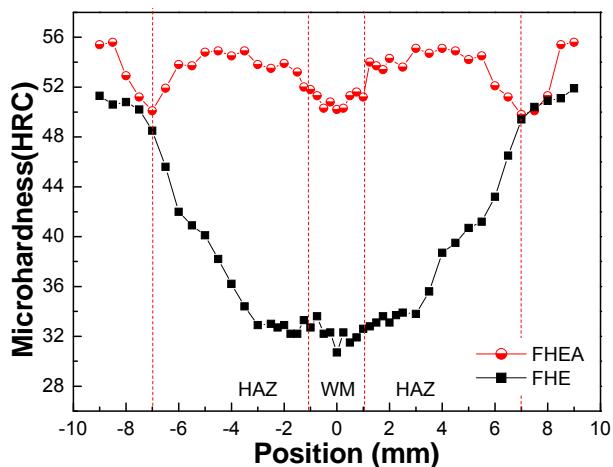


圖4-61 旋形(電子束預熱)錄件時效熱處理之微硬度分佈圖

圖4-62d為亮浸蝕區，此區域因先前預熱處理之熱量輸入影響，晶粒細小但變得較寬長，是因為預熱時已加熱至沃斯田鐵化溫度，導致纖維狀晶粒已再結晶及成長粗大化的麻田散鐵組織。經由浸蝕後金相呈現有分散細小的黑色空孔，主要為麻田散鐵組織及有細微分散的逆變態沃斯田鐵相。圖4-62e為暗浸蝕帶。

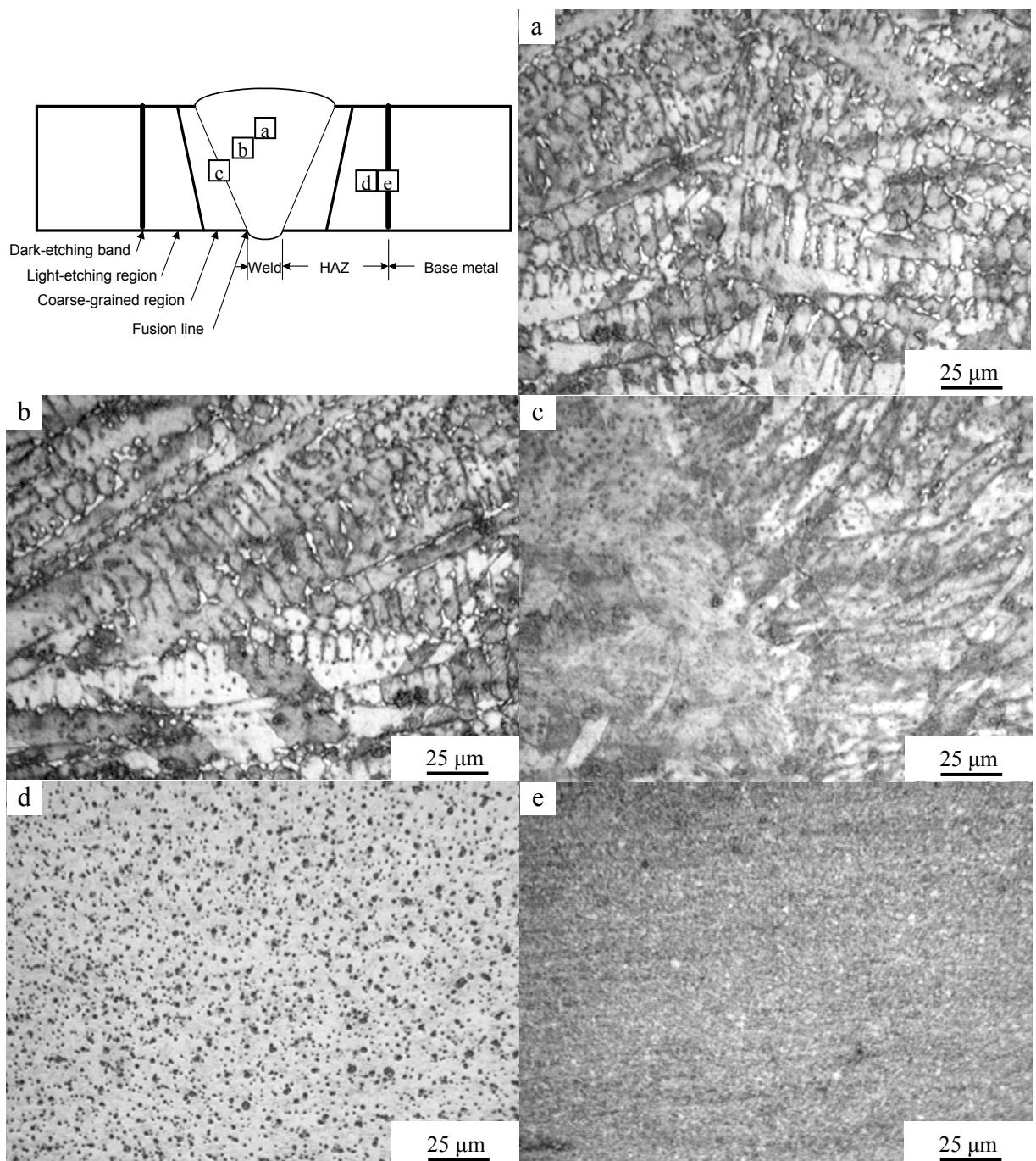


圖 4-62 旋形(電子束預熱)錄件時效強化熱處理之錄道與熱影響區 OM 金相圖：(a)錄道中心之柱狀與樹枝狀晶；(b)晶界間之逆變態沃斯田鐵池；(c)熔融線與粗晶區；(d)亮浸蝕區；(e)暗浸蝕區

2. 旋形(電子束續熱)錄件時效熱處理

旋形麻時效鋼經電子束錄接後，隨即以低熱量電子束在錄道處施以續熱處理，經時效熱處理後量測微硬度結果，錄道與熱影響區均已提升至51~55 HRC，而呈現非均勻如「M」型的分佈，如圖4-63所示。

圖4-64為旋形麻時效鋼電子束錄後續熱，及時效熱處理之錄道與熱影響區電子顯微鏡圖片。圖4-64a及圖4-64b顯示，錄道中心為柱狀及樹枝狀晶顯微結構，晶界間因時效熱處理後形成之逆變態沃斯田鐵池。圖4-64c顯示為錄道左下方靠近熔融線區域，呈現水平方向排列如葉片之長軸晶粒，其形成原因是緊鄰母材急冷作用，及下方熔融熱停留時間比表面久，導致散熱速率較慢而形成，這種現象也可由錄道下方兩側的粗晶區，比上方來的寬大可證明。圖4-64d顯示，錄道中心下方形成微下凹的樹枝狀晶排列，其所形成的原因是錄道在冷卻時，下方除了散熱速率比較慢及熔融熱停留時間比表面久，錄道熔融金屬受到電子束撞擊力及重力下沉所造成的。圖4-64e顯示為熔融線及粗晶區。圖4-64f為暗浸蝕區。

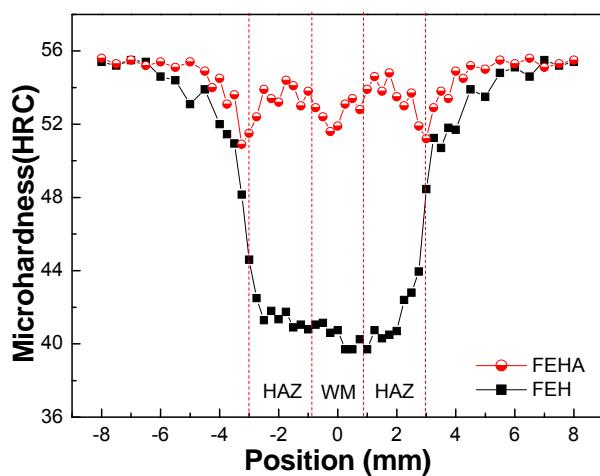


圖4-63 旋形(電子束續熱)錄件時效熱處理之微硬度分佈圖

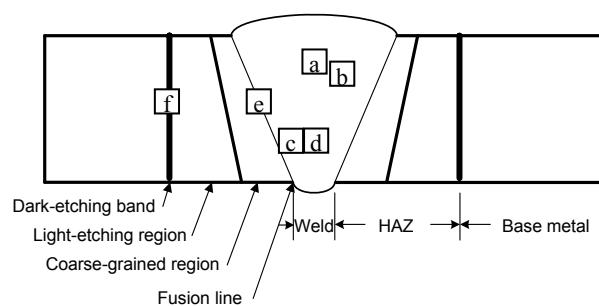
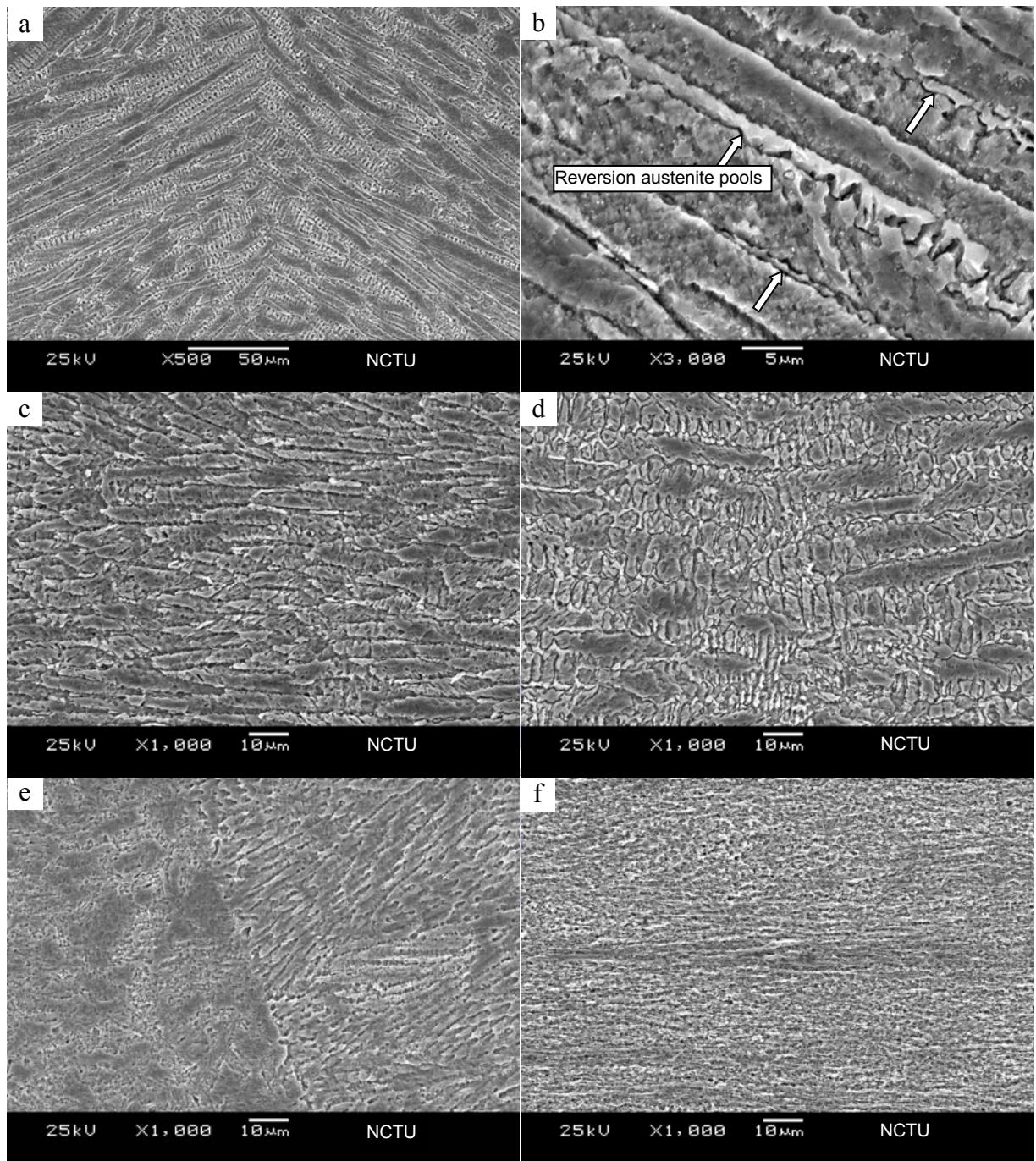


圖 4-64 旋形(電子束續熱)錄件時效強化熱處理之錄道與熱影響區顯微組織 SEM : (a)錄道中心；(b)錄道晶界間之逆變態沃斯田鐵池；(c)錄道下方左側之長軸晶；(d)錄道正下方之樹枝狀晶；(e)錄道左側熔融線與粗晶區；(f)暗浸蝕區

圖4-65顯示，錄件熔融線因錄接後隨即續以沃斯田鐵化(γ)溫度續熱作用，在部份熔融線區的錄道組織與粗晶區之晶粒因熱擴散作用，晶界已擴散結合長大。圖4-65b顯示為圖4-65a之電子顯微鏡微觀放大圖，熔融線的細小晶界已漸消失。圖4-65a中箭頭C所指的區域顯示熔融線已消失。

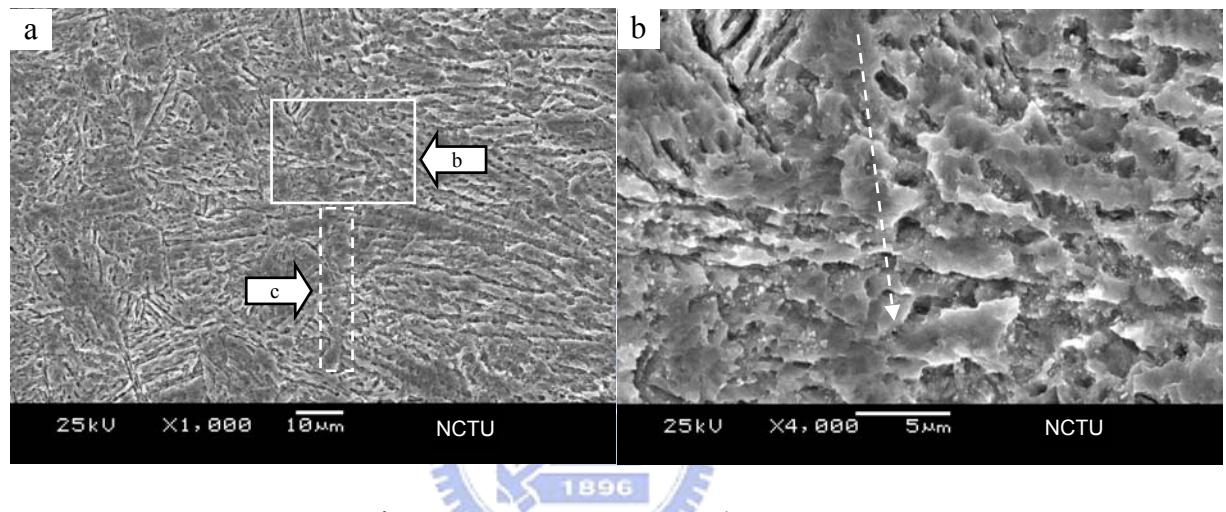


圖 4-65 旋形(電子束續熱)錄件時效強化熱處理之錄道熔融線顯微組織 SEM；(a)熔融線；(b)熔融線放大圖

3. 旋形(電子束預熱、錄接與續熱)錄件時效硬化處理

旋形麻時效鋼經電子束錄前預熱、錄後續熱處理後，施以時效熱處理強化其機械性質。經微硬度量測結果顯示，錄道與熱影響區均提昇至50~55 HRC，而呈現非均勻「M」型的分佈，如圖4-66所示。由於錄道及熱影響區受到錄前預熱及錄後續熱處理，導致過多的熱量輸入影響，微硬度比電子束錄後續熱條件微低。

圖4-67a顯示，錄道中心為樹枝狀晶粒結構，晶界間因時效熱處理後形成之逆變態沃斯田鐵池。圖4-67b顯示，錄道與粗晶區之熔融線，由於預熱與續熱過多的熱量輸入與熔融熱擴散作用，熔融線之部份晶粒已成長形成一體而不明顯。圖4-67c顯示，粗晶區因過多的熱量輸入使晶粒成長變得更粗大。圖4-67d顯示，亮浸蝕區也因過多的熱量輸入使晶粒成長且面積寬大。圖4-67e顯示，暗浸蝕區同樣因過多熱量輸入影響，使此區域變得更寬大。

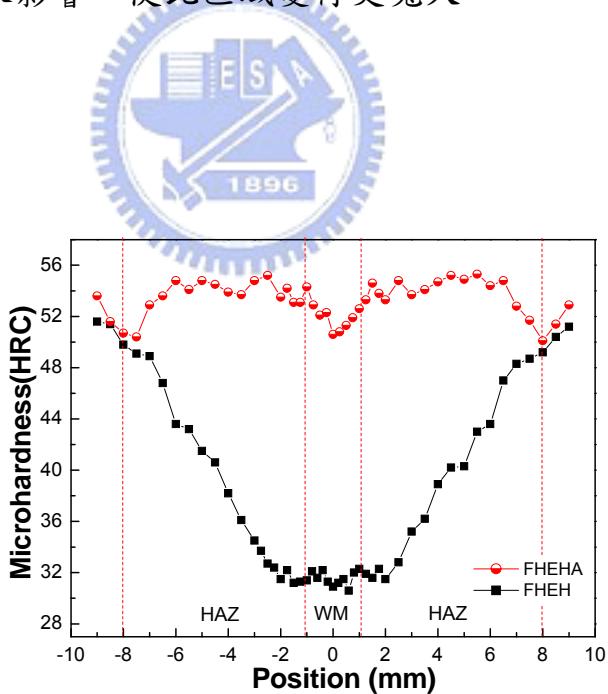


圖4-66 旋形(電子束預熱與續熱)錄件時效熱處理之微硬度分佈圖

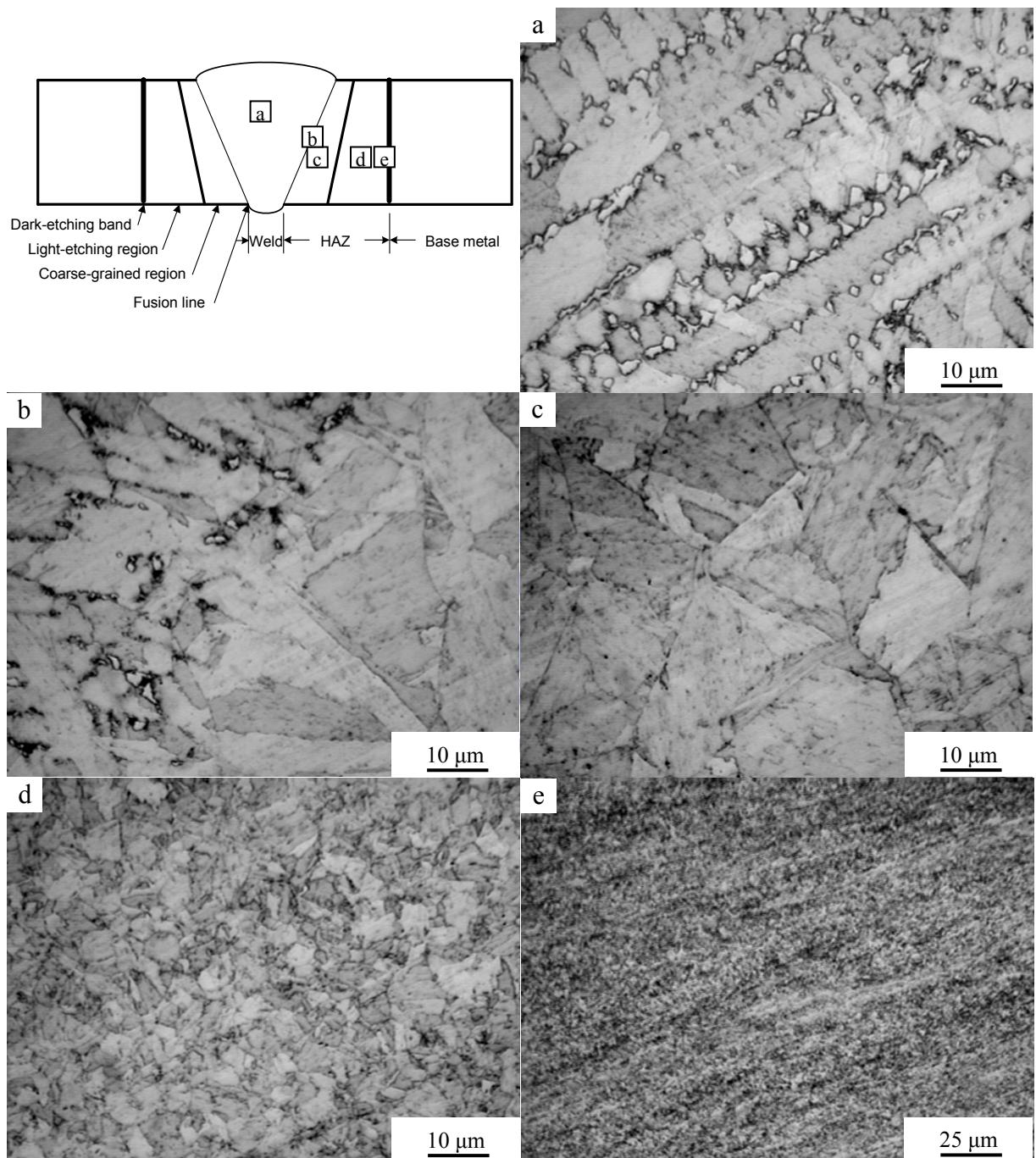


圖 4-67 旋形(電子束預熱與續熱)錄件時效熱處理之錄道與熱影響區顯微組織 OM：(a)錄道晶界間逆變態沃斯田鐵池；(b)熔融線；(c)粗晶區；(d)亮浸蝕區；(e)暗浸蝕區

4.5.4 機械性質測試結果與分析

表4-7為旋形麻時效鋼之電子束預熱及續熱錄接之機械性質。實驗結果顯示，經由電子束錄前預熱(FHE)及錄後續熱(FEH)之拉伸機械性質相近，就降伏強度與抗拉強度而言，錄後續熱的強度比錄前預熱條件僅高約1%，這主要是因為錄後續熱程序對錄道產生初期的時效作用，硬度值已提高至約39~42 HRC之間(圖4-54)。相對的，錄後續熱條件(2.4%)之延伸率比錄前預熱(2.7%)微低約11%。然而，經由電子束錄前預熱及錄後續熱處理(FHEH)之降伏強度與抗拉強度，因在錄道輸入過多的熱量，以致拉伸強度比較低，錄件的延伸率亦提升至(3.4%)。

旋形麻時效鋼經電子束錄前預熱及錄後續熱不同製程後，再經標準時效熱處理結果，拉伸強度均可滿足AMS 6520D規範規格。經實驗結果顯示，電子束錄前預熱(FHEA)及錄接前、後熱處理(FHEHA)之時效熱處理後，平均延伸率亦未達規範規格(2.2%)，為標準規範值的88%，與先前研究結果(1.2%)相比較亦大幅提升77%。經由電子束錄後續熱及時效熱處理(FEHA)，雖然延伸率未符合規範規格(2.5%)，但平均值已達2.4%，為標準規範值的96%。這主要是由於麻時效鋼經過大量的旋形冷作加工，在錄後續熱處理時已因先前加工量，促使在較低溫的續熱溫度，已開始產生再結晶細化現象，由圖4-57高倍率SEM顯微觀察錄件熱影響區基地，均已再結晶為微小細晶粒的形態，且晶粒平均尺寸約為0.2~0.4 μm 。符合Hall-Petch理論[89]，以晶粒細化之尺寸大小在0.3~400 μm 之間的BCC金屬材料，作為提升材料的強度、塑性和韌性的方法。並經由改變破斷位置於相對強度較低及已晶粒細化的暗浸蝕區，同時獲得較佳的強度及延伸率。此結果亦可由圖4-68應力與應變曲線圖證明其優異的延伸性。與先前研究[11]結果(1.2%)相比較，大幅提升100%。

對降伏強度與抗拉強度而言，各種不同製程之旋形錄件經時效熱處理結果，均可滿足規範規格。若在工程應用上，以降伏與抗拉強度需求值考量，則以電子束錄前預熱及時效熱處理製程為最高，其中降伏與抗拉強度分別高於規範值14%及10%。若以旋形錄件之延伸率考量，則以電子束錄後續熱及時效熱處理製程為最佳，其延伸率已達標

準規範值的96%，且降伏與抗拉強度分別高於規範值13%及9%。然而，錄接前、後熱處理錄件因在錄接過程中，已輸入過多的熱量，使熱在 $\alpha'+\gamma'$ 雙相區停留過久，導致強度下降。經以上之研究與實驗結果，在工程應用設計上，吾建議以整體機械性質及錄件的熱影響區較小為考量，以錄後續熱製程為主要選擇應用方法。

表4-7 旋形(電子束預熱、續熱)錄件時效熱處理之機械性質

Sample code	Process (Fromed→Stress relieving →)	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D		1689	1758	2.5*
FHE	EB Heating→EBW	1234	1255	2.7
FEH	EBW→EB Heating	1249	1267	2.4
FHEH	EB Heating→EBW→EB Heating	1196	1238	3.4
FHEA	EB Heating→EBW→Aging	1926	1941	2.2
FEHA	EBW→EB Heating→Aging	1900	1917	2.4
FHEHA	EB Heating→EBW→EB Heating→Aging	1795	1850	2.2

Note: * Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

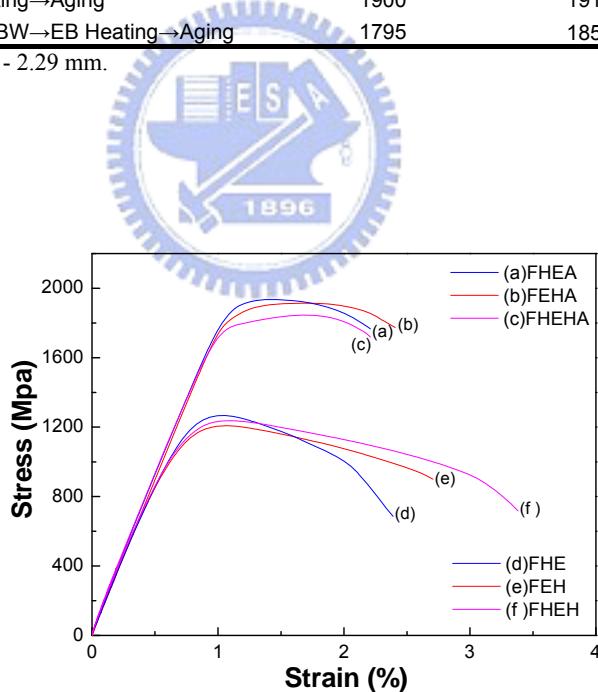


圖4-68 旋形(電子束預熱、續熱)錄件及時效熱處理之應力應變曲線圖

4.5.5 拉伸破斷面觀察與分析

1. 旋形(電子束預熱)錄件時效熱處理

圖4-69 為旋形麻時效鋼經電子束錄前預熱及時效熱處理之拉伸試片破斷面。圖4-69a 係經時效熱處理後之OM巨觀破斷面，其破斷的位置距錄道中心約7~8 mm，顯示在錄前預熱時過量的熱輸入所影響，在破斷處形成頸縮的延性破斷形態。圖4-69b 則為SEM的巨觀截面破斷相，呈現類似準劈裂破斷面。圖4-69c 為不規則且有高、低落差大的破斷現象，顯示在此區域預熱時有過時效的現象，而發生逆變態沃斯田鐵相所影響。圖4-69d 為拉伸試驗時形成的二次裂縫。圖4-69e 顯示空洞內之集中物，經EDS成份分析為Ti與Al元素含較多之偏析物，在拉伸時因強度比較弱，形成破裂的啓始弱點，且留下孔空。圖4-69f 為延性的漩渦狀組織，在此區域的漩渦內經SEM以30K高倍率觀察發現，在延性破斷之晶界處均已有成核的發生，並經EDS分析成份與母材相同，此表示，此區域的溫度已達再結晶溫度。

核的形成在再結晶過程中，形成了一組完全新的晶粒，新晶體在高晶格應變能處成核，諸如滑移線的交叉處、形變雙晶的交叉處、接近晶粒邊界的地方。不管在那一種情形都顯示出成核發生在大的晶格曲率處。而且彎曲的或扭曲的單晶比已經扭曲的或未彎曲的、未扭曲的晶體更易[98]再結晶化。J. E. Bailey等學者[99] 提出一個可以用到多晶形晶體的典型機構，在一個冷加工金屬中，如果晶粒邊界的兩邊有一個差排密度的差值，則在退火期間晶粒比較完美的這個部份，將移向比較不完美的晶粒，這個驅使力就是來自跨於邊界上的應變能差值。這個將由於晶界的向前移動形成一個凸出而完成，如圖4-69f 所示。邊界的移動將掃掉在路徑上的差排，所以產生了一個小的、沒有應變的晶體。

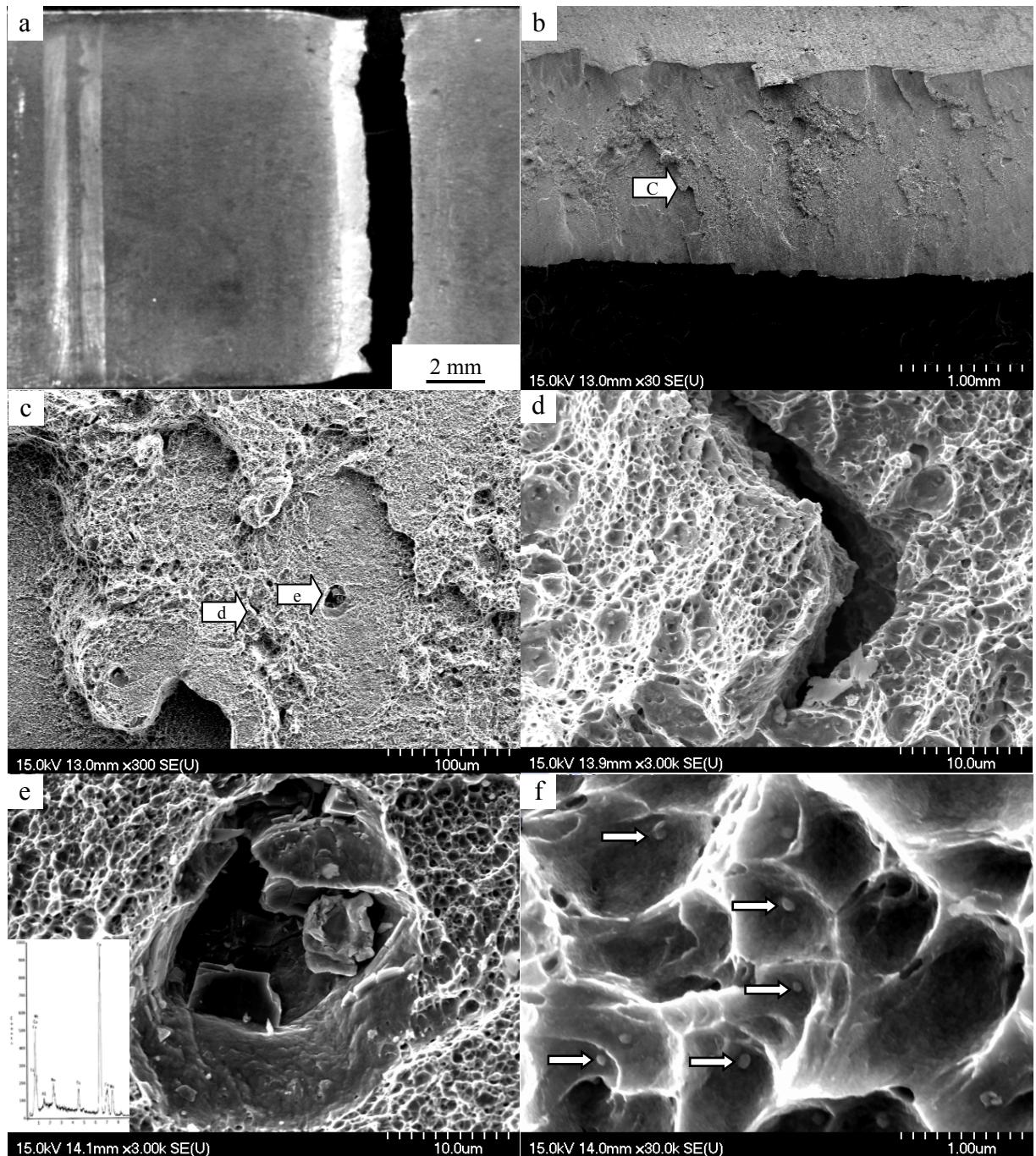


圖4-69 旋形(電子束預熱)錄件時效熱處理之拉伸OM及SEM破斷面：(a)為OM巨觀破斷面；(b)為SEM巨觀破斷面；(c)為過時效不規則破斷相；(d)二次裂縫；(e) Ti與Al元素偏析之空洞；(f)旋渦晶界處之成核相

2. 旋形(電子束續熱)錄件時效熱處理

圖4-70 為旋形C-250麻時效鋼經電子束錄後續熱及時效熱處理之拉伸試片破斷面。圖4-70a 係經時效熱處理後之OM巨觀破斷面，其破斷的位置距錄道中心約3~4 mm，顯示在錄後續熱時之熱輸入所影響，在破斷處形成頸縮的現象，為延性破斷形態。與錄前預熱錄件相比較，錄道中心至破斷處之距離約少4 mm，此顯示續熱製程對錄道的影響較小。由表4-7 及圖4-68 顯示其延性之機械性質為最佳。圖4-70b 則為SEM的巨觀截面破斷相，呈現類似準劈裂破斷面。圖4-70c 顯示為 $\alpha' + \gamma'$ 雙相區內佈滿空孔之破斷相，顯示在此區域續熱時，因熱量的輸入將熱影響區的暗浸蝕區已向外推移。

就錄件結構強度而言，因錄道受到續熱時產生時效及後續時效之複合作用，又因暗浸蝕區的顯微結構組織比較弱，導致低於錄道的強度，在拉伸作用力下，由此處的微細空孔開始變形，進而推展至整體材料截面積縮小形成縮頸，最終形成破斷(如圖4-71a)。圖4-70d 顯示SEM以30K高倍率觀察為很深的空孔及延晶性的破斷方式。且觀察發現在破斷之晶界處均已有成核的發生。

圖4-71 顯示旋形錄後續熱及時效熱處理之拉伸錄件破裂形態圖。圖4-71a 顯示為拉伸時暗浸蝕區先發生頸縮現象。圖4-71b 為暗浸蝕區產生明顯頸縮與破斷相；圖4-71c 與圖4-71d 為暗浸蝕區產生拉長之延性破斷相。

圖4-72 顯示錄件熔融線右側錄道內，因拉伸產生穿晶的裂縫，如圖4-72a 箭頭“1，2”所指處，圖4-72b 為SEM微觀放大圖，顯示在熔融線(箭頭3)右側箭頭“1”所指處有一道微裂縫，此現象在錄道及粗晶區均可由SEM觀察得到，顯示錄道及粗晶區的強度，比斷裂區的暗浸蝕區還微高些，拉伸時在錄道熔融線附近產生微細的二次破裂。

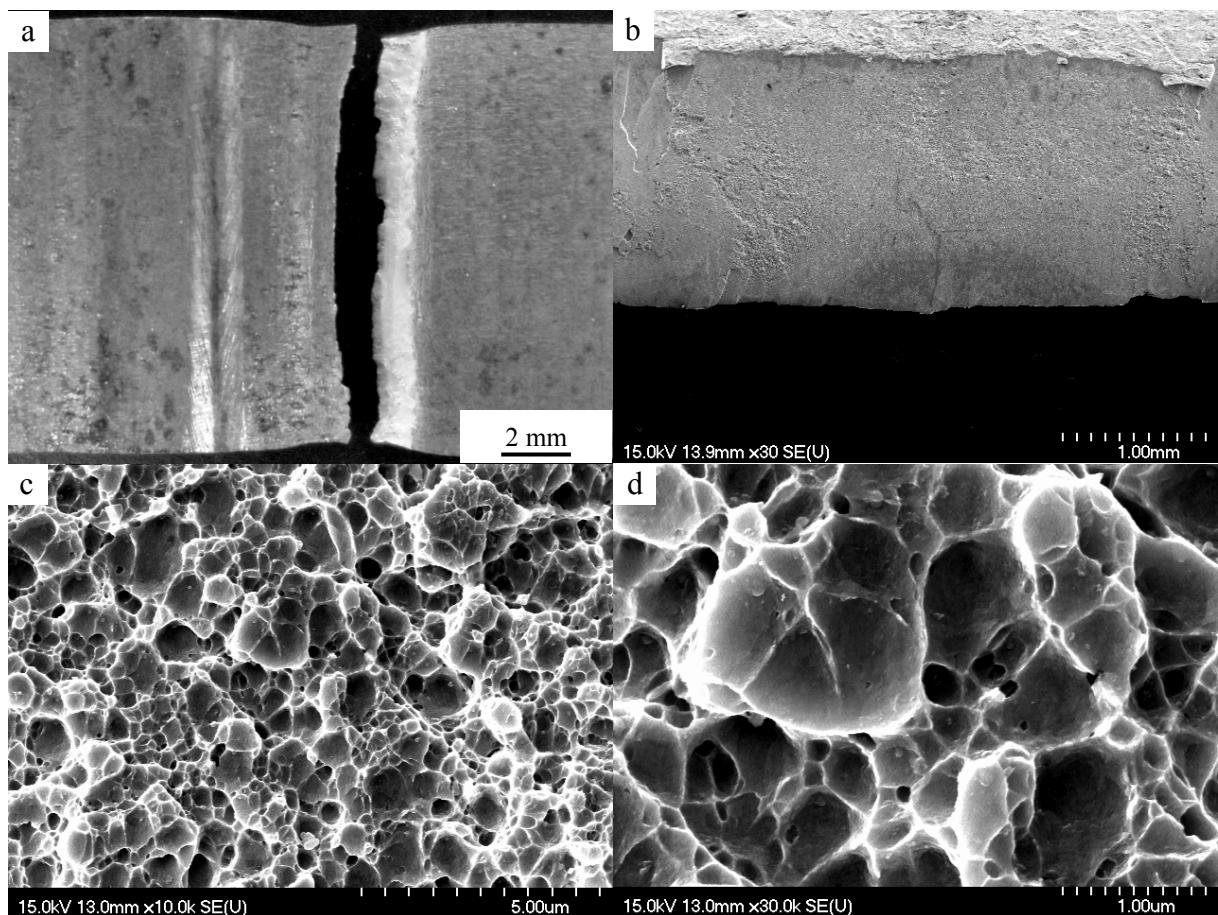


圖4-70 旋形(電子束續熱)錄件時效熱處理之拉伸OM及SEM破斷面：(a)為OM巨觀破斷面；(b)為SEM巨觀破斷面；(c)為 $\alpha' + \gamma'$ 雙相區內佈滿空孔之破斷組織；(d)SEM以30K倍率觀察 $\alpha' + \gamma'$ 雙相區之多孔性破斷組織及晶界處均已有成核的發生。

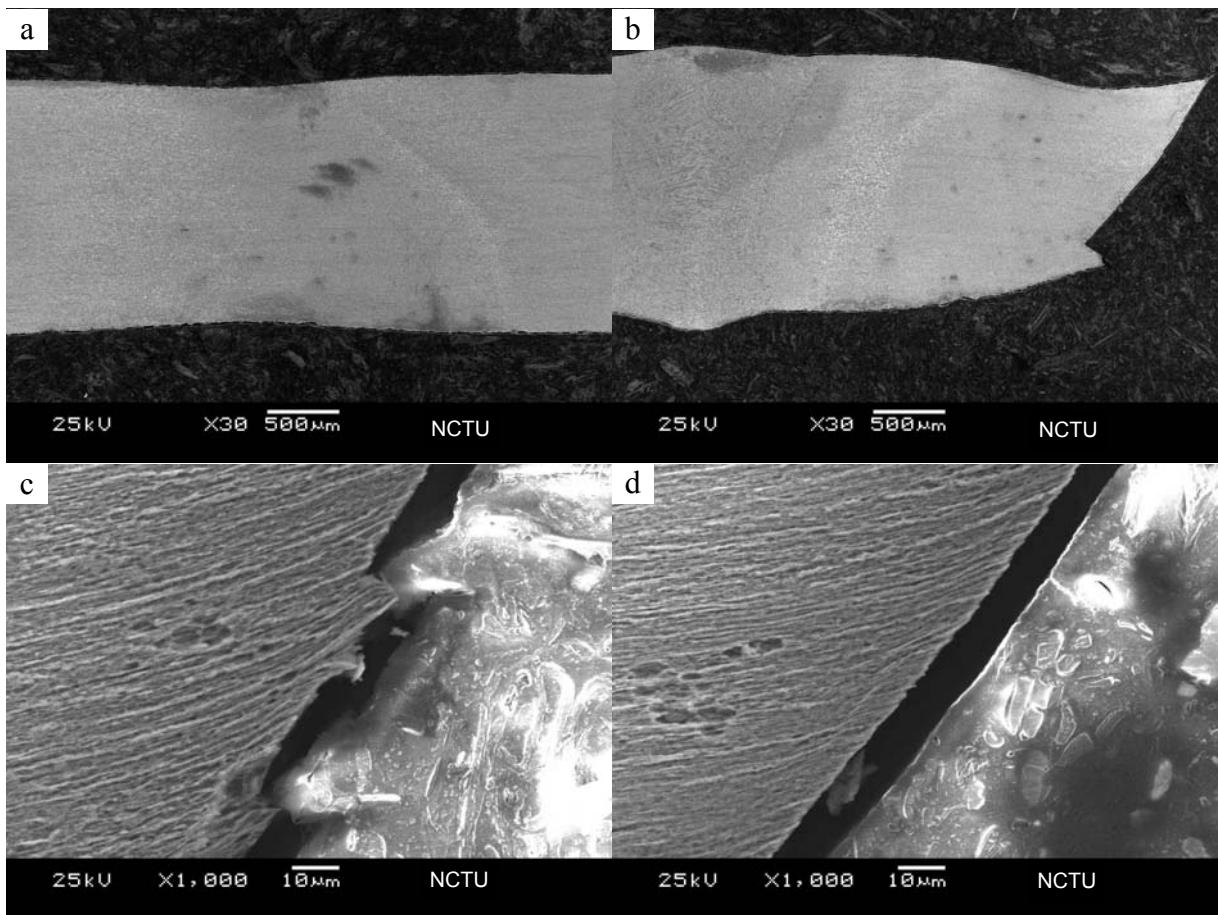


圖4-71 旋形(電子束續熱)錄件時效熱處理之拉伸SEM破斷面：(a)拉伸時暗浸蝕區之頸縮區;(b)暗浸蝕區產生明顯頸縮與破斷相;(c)暗浸蝕區產生拉長之延性破斷相(一);(d)暗浸蝕區產生拉長之延性破斷相(二)

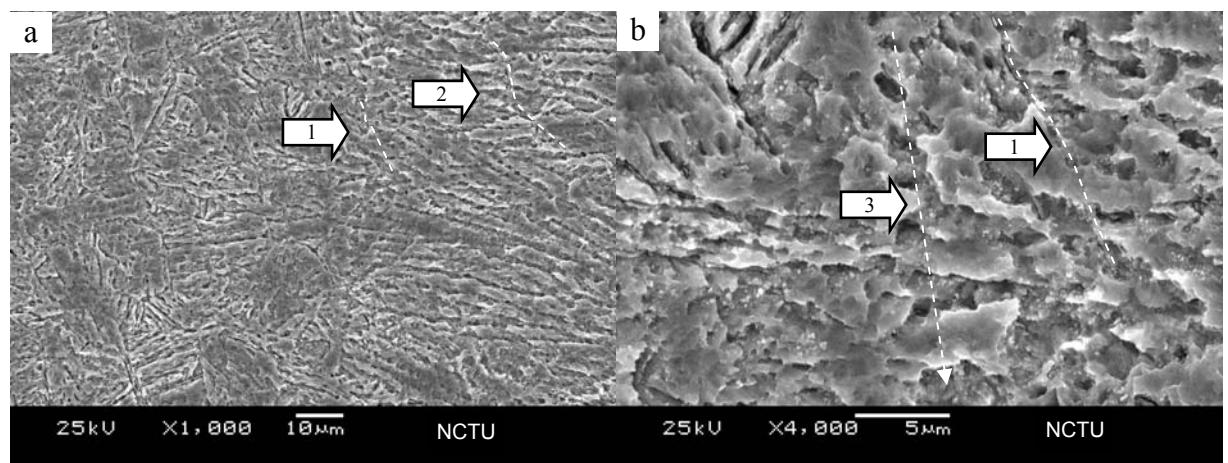


圖 4-72 旋形(電子束續熱)錄件時效熱處理之二次裂縫顯微組織 SEM；(a)熔融線及二次裂縫指示圖；(b)熔融線及二次裂縫放大圖

3. 旋形(電子束預熱與續熱)錄件時效熱處理

圖4-73 為旋形麻時效鋼經電子束預熱與續熱及時效熱處理之拉伸試片破斷面。圖4-73a 經時效熱處理後之OM巨觀破斷面，其破斷的位置距離錄道中心與錄前預熱類似，約為8~9 mm，顯示在錄前預熱及錄後續熱的熱輸入所影響，在破斷處形成頸縮的現象為延性破斷形態。圖4-73b 則為SEM的巨觀截面破斷圖，呈現類似準劈裂破斷面。圖4-73c 為不規則且有很多空孔及破碎物的破斷現象，顯示在此區域有過時效的現象，由發生多量的逆變態沃斯田鐵所致，且過時效的情形比預熱錄件來的嚴重，由於晶粒過大造成偏向脆性發展。圖4-73d 顯示空洞之集中物經EDS成份分析為Ti及Al元素含量較多之偏析物，在拉伸試驗時由於強度較弱形成破裂時之弱點，且殘留在空孔內。圖4-73e 顯示經SEM以30K高倍率觀察均有微細的小空孔，類似 α' + γ' 雙相區內佈滿空孔之破斷相，顯示此區域為暗浸蝕區。且觀察發現在破斷之晶界處同樣已有成核的發生。圖4-73f 顯示空洞內析出物經EDS成份分析，僅有少量的Al元素與母材共同組合而成。

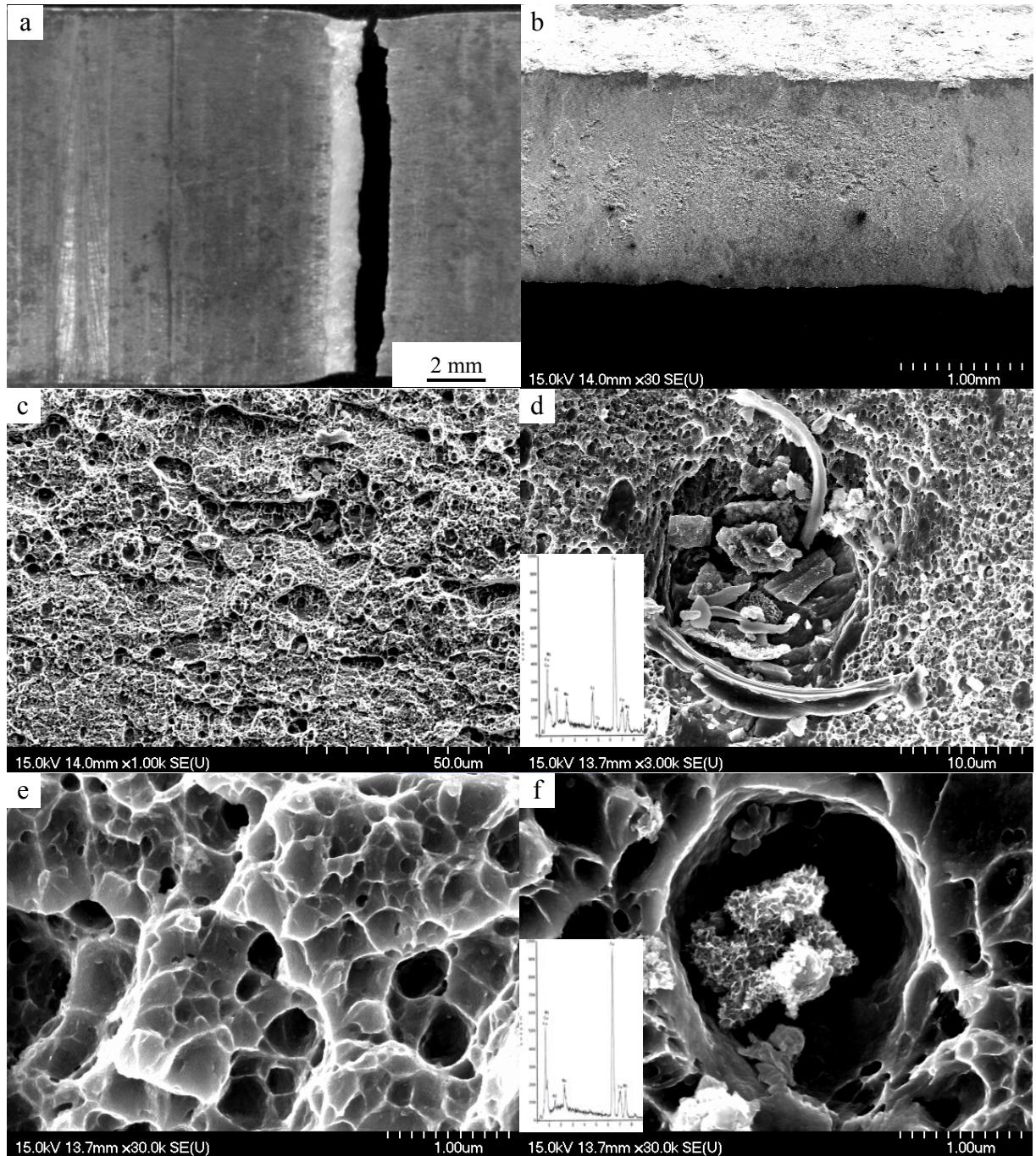


圖4-73 旋形(電子束預熱與續熱)錄件時效熱處理之拉伸OM及SEM破斷面：(a)為OM巨觀破斷面；(b)為SEM巨觀破斷面；(c)多空孔及破碎物之過時效破斷相；(d)EDS分析為Ti及Al元素偏析物；(e)SEM以30K倍率觀察為 α' + γ' 雙相區內佈滿空孔之破斷組織；(f) EDS分析為Al與母材元素之析出物

4.5.6 本節結論

1. 旋形麻時效鋼經錄前電子束預熱及電子束預熱+錄後電子束續熱後，因過多的熱輸入量使錄道增大，而熱影響區受到預熱、續熱及錄接熱擴散作用變得很寬大，其熱影響區外側之暗浸蝕區，距離錄道中心最大寬度約有 7~9 mm。
2. 經電子束錄後續熱處理製程，對原本質軟的錄道組織會產生初期的時效作用。
3. 經電子束錄後續熱及時效熱處理後，錄道及熱影響區產生複合時效作用，使硬度微量提升，但仍無法有效的消除逆變態沃斯田鐵池的生成。
4. 大量旋形冷作加工的麻時效鋼電子束錄件，經錄後電子束續熱作用，熱影響區基地已產生再結晶細化的現象，且有析出晶粒由基地成長的初期孕核相，並對錄件延伸率有正面的貢獻。
5. 錄後電子束續熱受到熱量輸入的作用影響，其破斷的位置向外推移距離錄道中心約 3~4 mm 的 $\alpha' + \gamma'$ 雙相暗浸蝕區。
6. 藉由錄後電子束續熱處理之再結晶的機制，及改變破斷位置於相對強度較低及已晶粒細化的暗浸蝕區，而獲得較佳的強度及延伸率。
7. 錄後電子束續熱及時效熱處理製程，可有效提升錄件的強度及延伸率，其拉伸強度均高於 AMS 6520D 規範值的 13%，平均延伸率已達 2.4%，為標準規範值的 96%。與一般錄接後時效熱處理之降伏強度與抗拉強度相比較，分別高出 7% 及 8%，平均延伸率更大幅提升 100%。
8. 經本研究與實驗結果，在工程應用設計上，建議以整體機械性質及較小的熱影響區為考量，以錄後電子束續熱製程為主要選擇應用方法。

4.6 旋形麻時效鋼及電子束鋸件之高溫機械性質與顯微組織

4.6.1 試驗目的與流程

經由本論文 4.2~4.5 節的研究結果，麻時效鋼具有優異的常溫機械性質。隨著航太及國防工業的發展，麻時效鋼應用在高溫環境的需求與日俱增。航太及國防工業所應用的載具，在飛行時必須承受燃燒與氣流摩擦所產生的高熱負荷，並對材料的機械性質造成嚴重的影響。而且，固溶麻時效鋼必須藉由高溫的時效熱處理才能發揮其超高的強度，因此溫度的高低左右了麻時效鋼的機械性質。以一般規範而言，麻時效鋼的標準時效溫度是 480°C 為最佳，若非必要，不建議超過此溫度進行時效熱處理，當然也有學者建議[2]以過時效來獲得較佳的延展性。雖然麻時效鋼具有優異的高溫機械性質，但由於對溫度的敏感性，在長時間的標準時效及過時效溫度，均會產生析出粒子粗大化及逆變態沃斯田鐵的生成[2,7,24,52]，導致嚴重影響了材料的機械性質。

然而，採用先進快速精密旋形加工及電子束鋸接製程後，應用在高溫環境下的機械性質與顯微組織之影響，尚無相關的研究與文獻可依循。特別是以本製程所製造的麻時效鋼飛行載具，應用在高溫環境的影響與負面效應更是在關鍵設計時必須嚴謹考慮的。

本節將規劃以高旋形加工量的麻時效鋼及電子束鋸件，進行不同高溫環境的實驗，特別是在不足時效與過時效的溫度環境條件下，對機械性質與顯微組織結構的影響。本研究以 79% 旋形加工量之 C-250

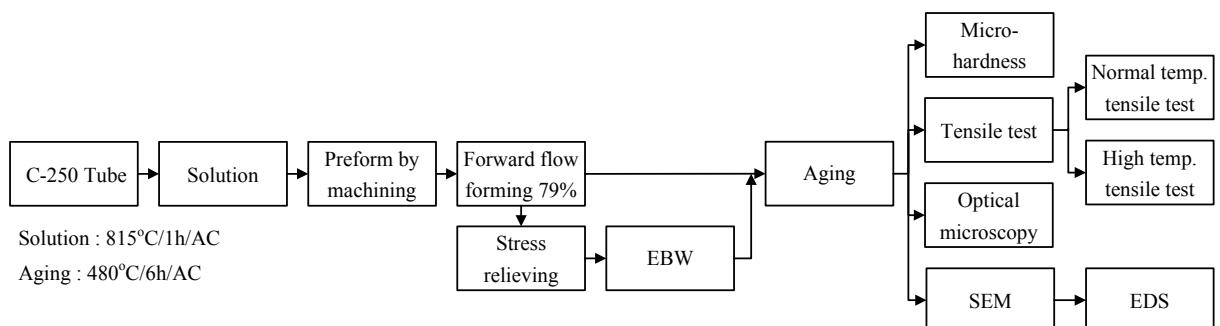


圖 4-74 旋形 C-250 麻時效鋼高溫實驗流程圖

麻時效鋼及電子束鋸接後，施以 $480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理。其後，規劃以 $300^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$ 為拉伸實驗環境溫度，以研究纖維狀顯微結構之旋形件及鋸道析出強化反應不完全的電子束鋸件，在此溫度環境受到拉應力時，其機械性質與顯微組織的影響，實驗流程如圖 4-74 所示。

4.6.2 高溫對旋形麻時效鋼的影響

1. 顯微組織觀察

一般麻時效鋼在 $600^{\circ}\text{C} \sim 730^{\circ}\text{C}$ 溫度時因為 $\alpha' + \gamma'$ 雙相區[6,15]，經由浸蝕後金相巨觀呈現灰黑色，主要是為麻田散鐵組織及有細微分散的逆變態沃斯田鐵相生成。然而因大量的冷作加工效應，在 500°C 的高溫拉伸時，已有細微分散的逆變態沃斯田鐵相生成，如圖 4-75a 中分散的黑點。在過時效高溫拉伸的同時，析出強化之合金化合物 Ni_3Mo 開始產生溶解[38,49]，溶解的 Ni_3Mo 和隨之形成的 Fe_2Mo 析出物，導致在先前的沃斯田鐵及麻田散鐵晶界產生質軟的逆變態沃斯田鐵[65]。R. Kapoor 等學者[97]研究認為，麻田散鐵轉變為沃斯田鐵是有兩種過程，首先是慢速加熱升溫率時是透過擴散作用；當在迅速加熱升溫率時是經由切變(Shear)方式來完成。富 Ni 的麻田散鐵因顯微偏析會降低 As [97]及 Ms 溫度，有利麻田散鐵形成逆變態沃斯田鐵。此類較軟的沃斯田鐵不僅是麻時效鋼高溫及長時間時效軟化的原因之一[15,46]，且會降低應力腐蝕破裂抵抗性及疲勞強度[15,46,54,55]。

當溫度到 600°C 時因過時效使析出粒子粗大化及麻田散鐵因擴散作用[65,97]，產生大量的沃斯田鐵，根據[2]Fe、Ni 二元系統準安定相圖關係，將大於 90% 的麻田散鐵已形成逆變態沃斯田鐵，如圖 4-75b 顯示為白色的部份。一般未旋形 C-250 麻時效鋼的固溶熱處理溫度為 815°C ，對 79% 高冷作加工的旋形 C-250 麻時效鋼而言，因大量的旋形加工效應，使再結晶溫度降低[100]及增加孕核率[8,11]，此現象已發生在 600°C 的拉伸試片中，如圖 4-75b 中顯示已產生再結晶的現象，如分散細小的顆粒。因此，在 700°C 拉伸時，使原來冷作加工所產生的內部應力或結晶內的各種缺陷(空孔，格子間原子等)均已消除，經

由顯微觀察破斷試片之斷面，已產生再結晶的細小晶粒，尤其是隨著愈靠近破斷處晶粒也愈大及明顯，如圖 4-75c 所示。

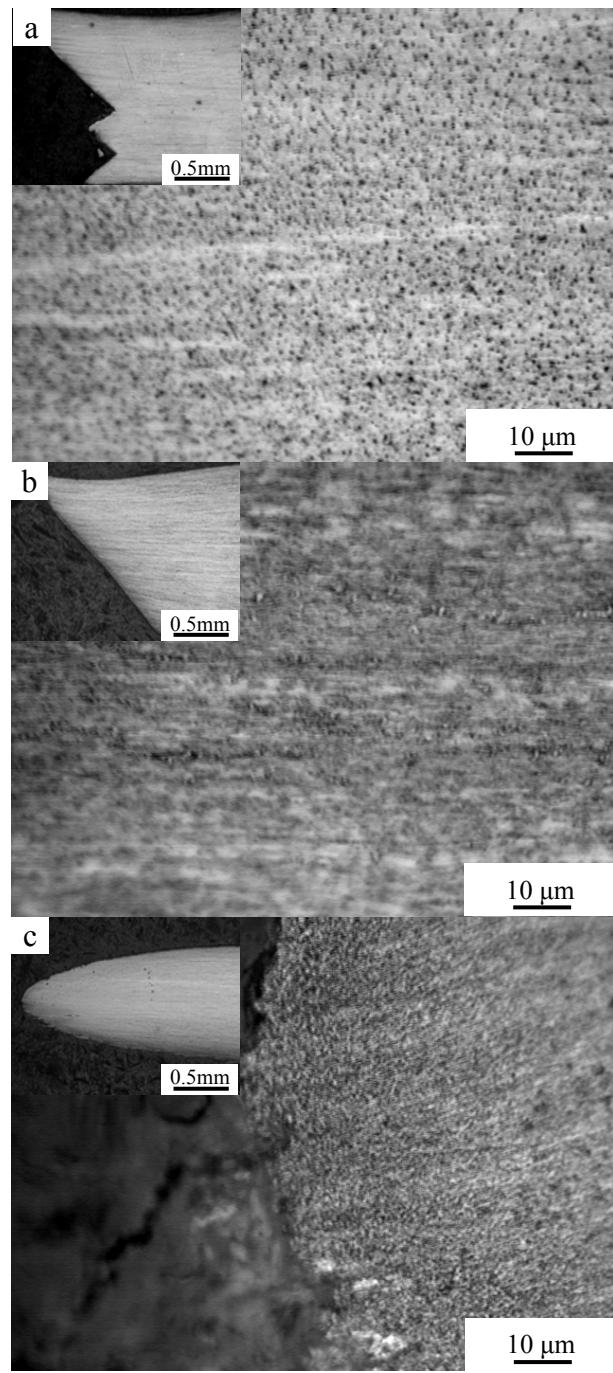


圖 4-75 旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸 OM 金相圖：(a)在 500°C 時的巨觀破斷及 $\alpha' + \gamma'$ 相；(b)在 600°C 時的巨觀破斷及部份區域已開始再結晶；(c)在 700°C 時的巨觀破斷及再結晶的細小晶粒

2. 機械性質測試結果與分析

旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸試件經 480°C/6h/AC 時效熱處理之降伏強度(2158 MPa)、抗拉強度(2182 MPa) 及延伸率(2.9%)均滿足 AMS 6520D 規範值，並分別高於規範值的 28%、24% 及 15%。這主要是受到 79% 高縮減率的冷作加工作用，使晶粒發生畸變轉為纖維狀結構。經標準時效熱處理時，加工硬化與時效析出之複合作用下，仍可使強度大幅增加。

表 4-8 及圖 4-76 為高溫拉伸試驗之機械性質，標準時效熱處理之 C-250 旋形試件，在 300°C ~ 500°C 溫度條件下的拉伸降伏強度與抗拉強度均滿足規範值，但延伸率均低於規範值，且有減少的現象[2]，在 400°C 時延伸率達到最低點，其值僅有 2.20%(圖 4-76)。導致此結果的主要原因，是原本粗大質軟的板條狀麻田散鐵組織，因大量的旋形加工作用，使晶粒發生畸變轉為緻密的纖維狀結構，經時效強化為高強度的旋形麻時效鋼。其後，當拉伸試件置於不足時效熱處理的溫度環境，以及短暫的拉伸試驗時間下，會使基地強化元素隨著溫度升高，在原先旋形產生緻密糾結的差排間，產生再析出新的金屬間化合物，以阻礙差排滑移，此結果與學者 S. Floreen [2]研究的結果趨勢相符。當在 500°C 延伸率已開始回升至 2.27%，過時效溫度使麻田散鐵因高溫擴散作用，開始少量產生質軟的沃斯田鐵相。當溫度到 600°C 時，拉伸降伏強度(1587 MPa)與抗拉強度(1615 MPa)均大幅的降低，但仍有規範值的 94% 與 92%。而延伸率已提升至 2.76%，高於規範值 10%。顯示旋形 C-250 麻時效鋼具有優異的高溫機械性質特性。溫度到 700°C 時，拉伸降伏強度(1138 MPa)與抗拉強度(1158 MPa)降低至僅有規範值的 67% 與 66%。延伸率已提升至 4.51%，高於規範值 80%。與 600°C 相比，拉伸強度約低了 40%，延伸率提高約 63%。如此大的差異主要是拉伸試片處於沃斯田鐵化的高溫作用，使先前析出強化的合金化合物大量的溶解，及麻田散鐵高溫擴散作用形成質軟的沃斯田鐵相，使強度大幅衰減與固溶退火處理的母材相近。當溫度提升到 800°C 條件時，拉伸降伏強度(800 MPa)與抗拉強度(790 MPa)降低至僅有規範值的 47% 與 46%。延伸率已提升至 5.18%，高於規範值 107%。經

由顯微觀察母材已形成再結晶現象。隨著拉伸時間的增加，沃斯田鐵相的細小晶粒持續析出及漸漸成長，而拉伸強度也降至最低點。

表 4-8 旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸機械性質

Sample code	Heat treating	Tensile temperature (°C)	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D			1689	1758	2.5*
FA	Aging480°C/6h/AC	Normal	2158	2182	2.9
FA300C	Aging480°C/6h/AC	300	2013	2054	2.4
FA400C	Aging480°C/6h/AC	400	1943	1979	2.2
FA500C	Aging480°C/6h/AC	500	1803	1816	2.3
FA600C	Aging480°C/6h/AC	600	1587	1615	2.7
FA700C	Aging480°C/6h/AC	700	1138	1158	4.5
FA800C	Aging480°C/6h/AC	800	790	806	5.2

Note: * Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

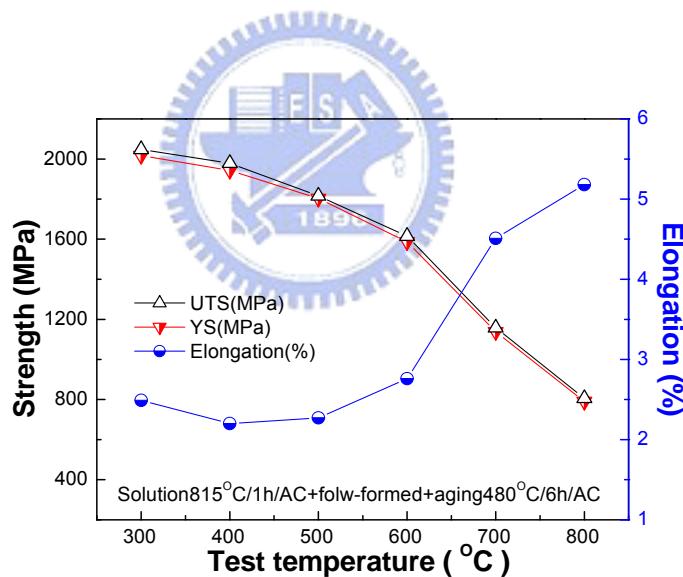


圖 4-76 旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸機械性質比較

3. 拉伸破斷面觀察與分析

圖 4-77~圖 4-79 為 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 高溫拉伸破斷 SEM 相片。拉伸溫度在 $300^{\circ}\text{C} \sim 400^{\circ}\text{C}$ 時，如圖 4-77a~圖 4-78a 顯示拉伸破斷面均呈現未頸縮及類似準劈裂面與明顯階梯狀的破壞形式，由顯微觀察為分佈均勻的漩渦狀組織，呈現為延性的顯微結構。當在 500°C 時如圖 4-79a 顯示已有微量的頸縮現象，同樣為類似準劈裂面破壞形式，及分佈均勻的漩渦狀延性顯微結構。圖 4-77b~圖 4-79b 為高倍率顯微組織觀察， $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 的漩渦狀延性顯微結構沒有明顯的變化。

當溫度提升至 600°C 高溫時，如圖 4-80a 呈現比較明顯的頸縮，及分佈均勻的漩渦延性顯微結構表面已有些微的變化。圖 4-80b 顯示在破斷的表面因沃斯田鐵化的高溫效應，已產生微細類似橘皮皺紋的化合物層(藍色)。經以 EDS 進行破斷表面分析結果，在拉伸破斷時因高溫作用，使 C 及 O 與母材組成之主要元素在表面形成化合物層，其所含元素及重量比，如表 4-9 所示。且有 Ti 元素偏析集中形成破裂的起始點，如圖 4-82a 箭頭處。

當溫度提高到逆變態沃斯田鐵生成區的 700°C 高溫時，如圖 4-81a 為大幅頸縮的破斷形態，在破斷表面與 600°C 有明顯的不同，除了為延性組織結構外，已有分散比較深的漩渦狀產生，同樣有 Ti 元素偏析集中形成破裂的起始點，如圖 4-81b 箭頭處。其導致 Ti 元素偏析集中的主要原因，是強化析出物隨時效溫度升高與時效時間加長，而逐漸粗大化。當麻時效鋼過度時效熱處理後，析出物粗大化並進行型態之轉換[38,99]，使 $\eta\text{-Ni}_3\text{Ti}$ 及 $(\text{Fe},\text{Ni})_2(\text{Mo},\text{Ti})$ 析出物開始溶解，而形成 $\text{Fe}_2(\text{Mo},\text{Ti})$ 、 FeMo 或 Fe_2Ti ，使得 Ni、Mo 及 Ti 等元素在先前的沃斯田鐵晶界和板條狀的麻田散鐵晶界偏析[38,99]。此結果在本實驗 700°C 的拉伸破斷試片之 SEM 及 EDS 分析得到證實，如圖 4-82 所示。圖 4-81b 破斷表面因沃斯田鐵化的高溫效應形成類似橘皮皺紋的化合物層。

當溫度提高至接近固溶的 800°C 時，如圖 4-83a 為延性頸縮且未斷裂的形態，經 SEM 觀察破斷面佈滿了許多較深的漩渦狀組織結構，同樣也有 Ti 元素偏析的現象，如圖 4-84a 箭頭處，另亦有鋁的偏析物出現，如圖 4-84b 右側箭頭處。且在破斷表面經 EDS 分析因高溫形成類似皺紋的化合物層更為明顯，C 含量更高達 12.74 Weight %，如表 4-9 及圖 4-83b 所示。

表 4-9 旋形 C-250 麻時效鋼高溫拉伸破斷表面層分析

Sample code	Tensile temperature (°C)	Element (Weight %)					
		Fe	Ni	Co	Mo	C	O
FA600C	600	68.63	8.46	8.64	0.85	9.25	4.17
FA700C	700	66.08	11.45	7.84	1.90	2.42	10.31
FA800C	800	70.30	5.85	7.47	1.41	2.24	12.74

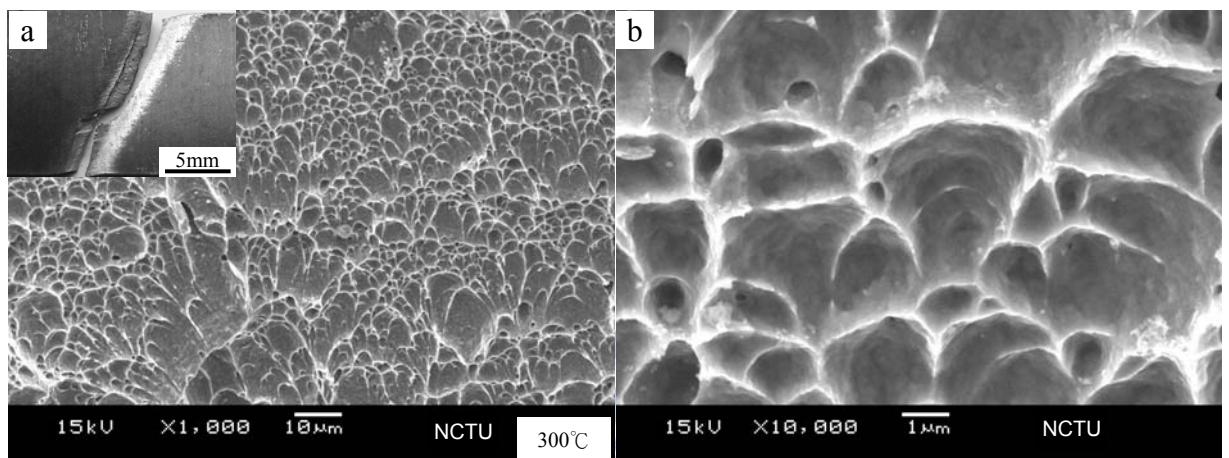


圖 4-77 旋形 C-250 麻時效鋼在 300°C 拉伸破斷 OM 及 SEM：(a)左上為破斷形式及延性破斷面；(b)為漩渦狀延性顯微結構

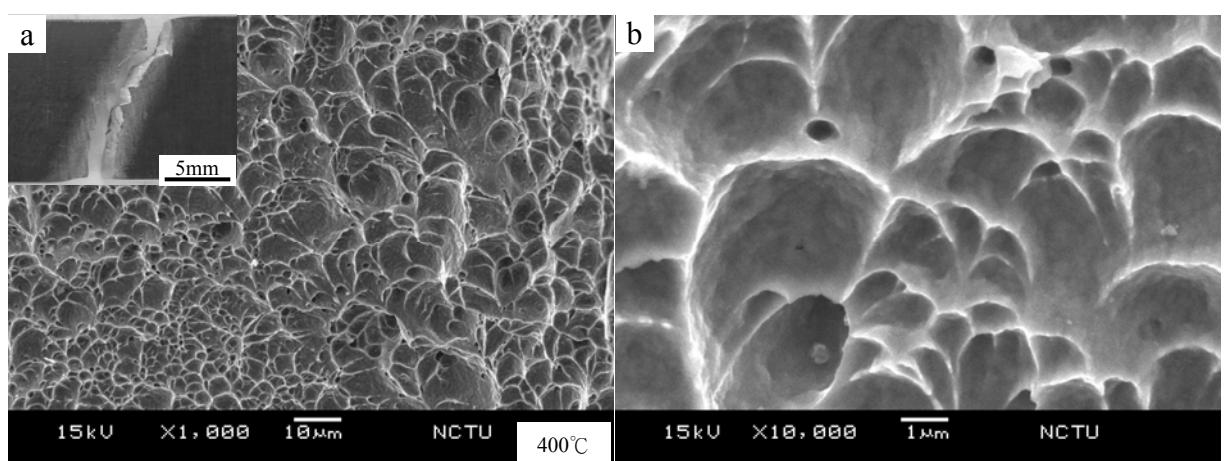


圖 4-78 旋形 C-250 麻時效鋼在 400°C 拉伸破斷 OM 及 SEM：(a)左上為破斷形式及延性破斷面；(b)為漩渦狀延性顯微結構

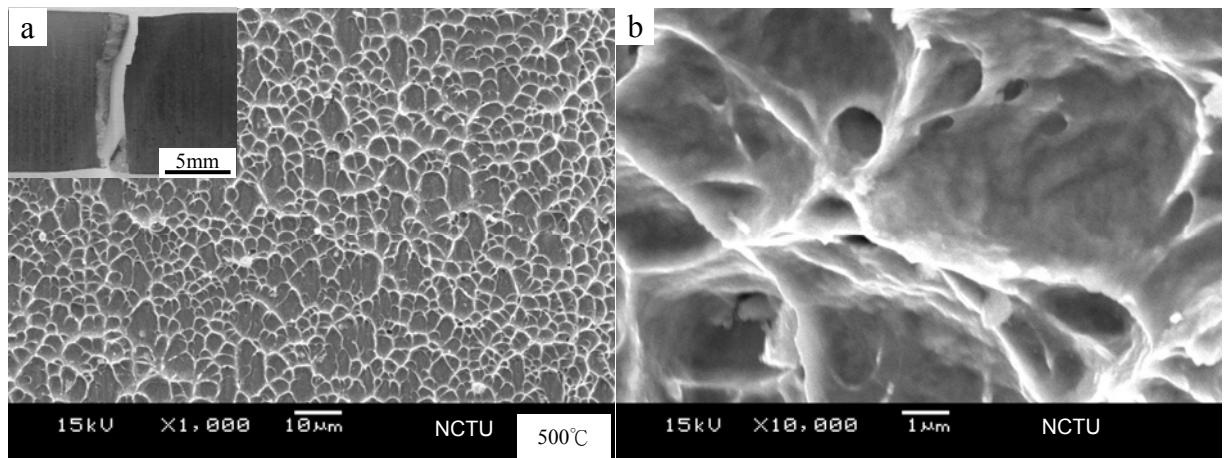


圖 4-79 旋形 C-250 麻時效鋼在 500°C 拉伸破斷 OM 及 SEM：(a)左上為破斷形式及均勻細小漩渦狀的延性破斷面；(b)為漩渦狀延性顯微結構

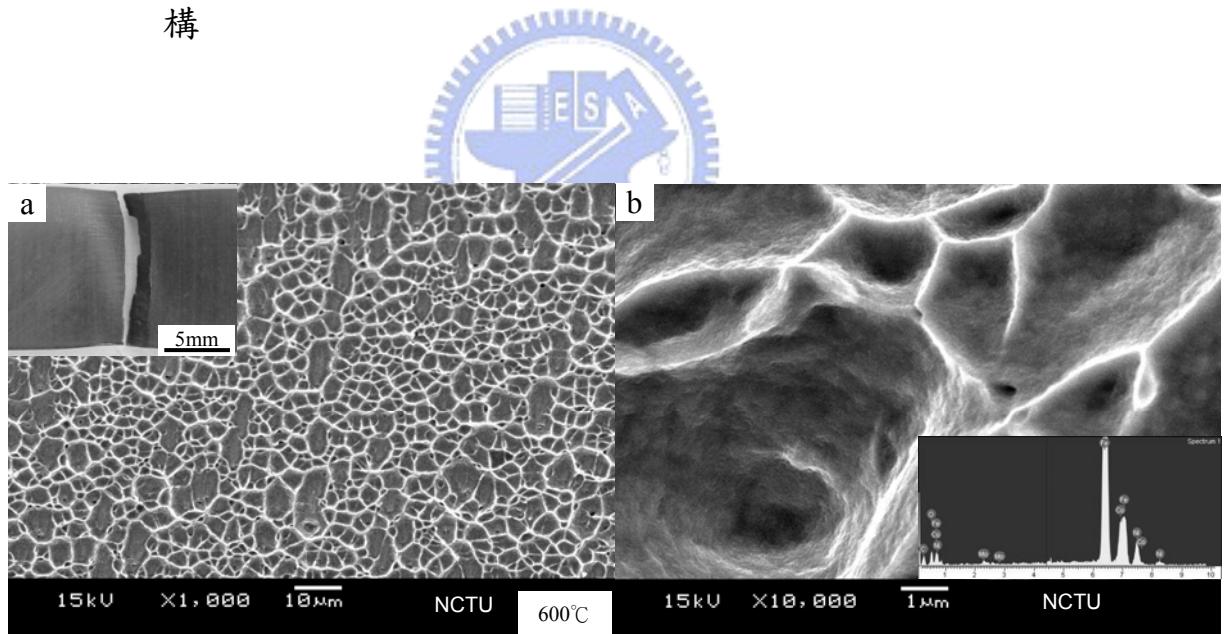


圖 4-80 旋形 C-250 麻時效鋼在 600°C 拉伸破斷 OM 及 SEM：(a)左上為破斷形式及大小較均勻的延性破斷面；(b)表面已產生微細類似橘皮皺紋的化合物層(藍色)之 SEM 與 EDS

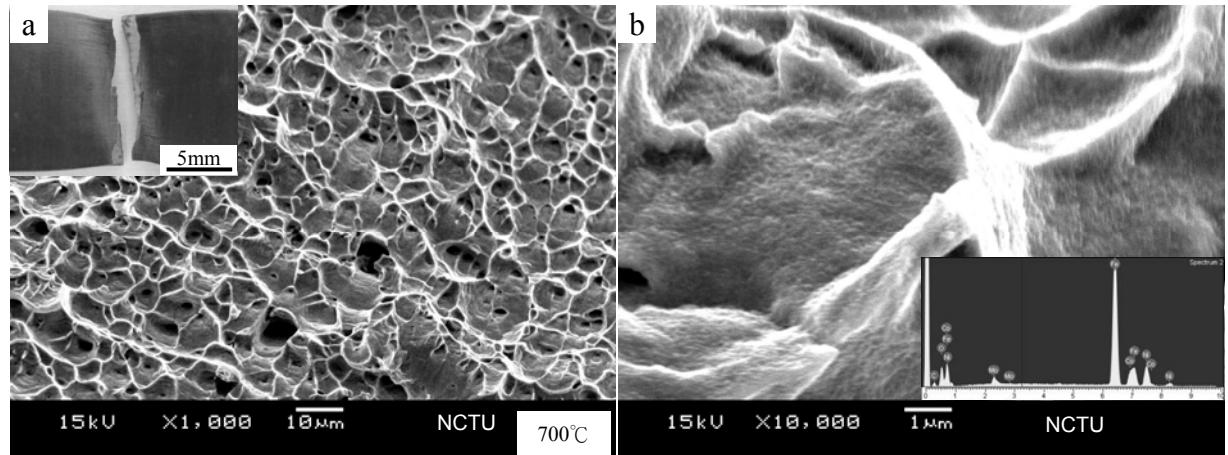


圖 4-81 旋形 C-250 麻時效鋼在 700°C 拉伸破斷 OM 及 SEM：(a)左上為破斷形式及高溫延性破斷面；(b)表面生成更多更明顯的橘皮皺紋層的化合物之 SEM 與 EDS

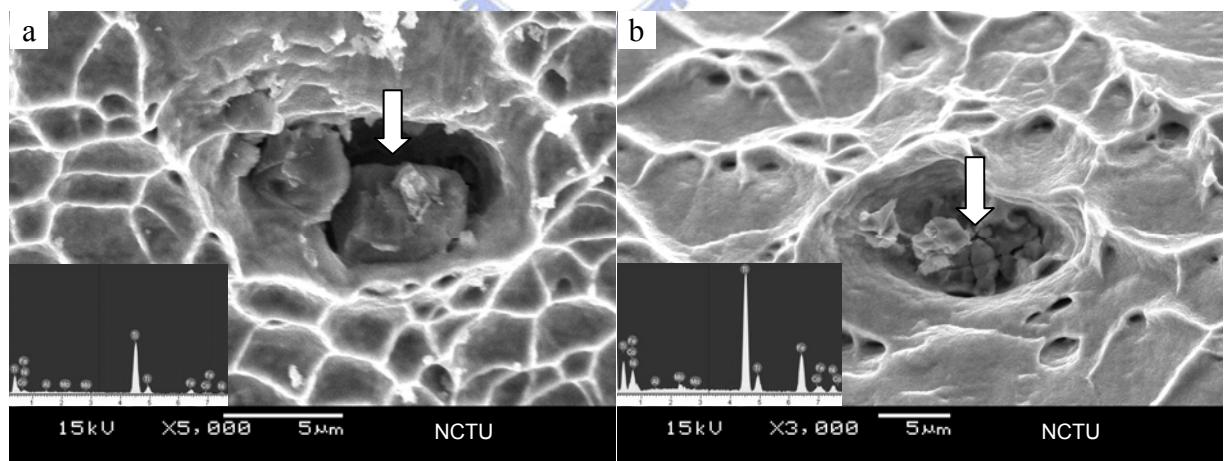


圖 4-82 旋形 C-250 麻時效鋼因 Ti 元素偏析造成破裂啓始點之 SEM 及 EDS 分析：(a)600°C；(b)700°C

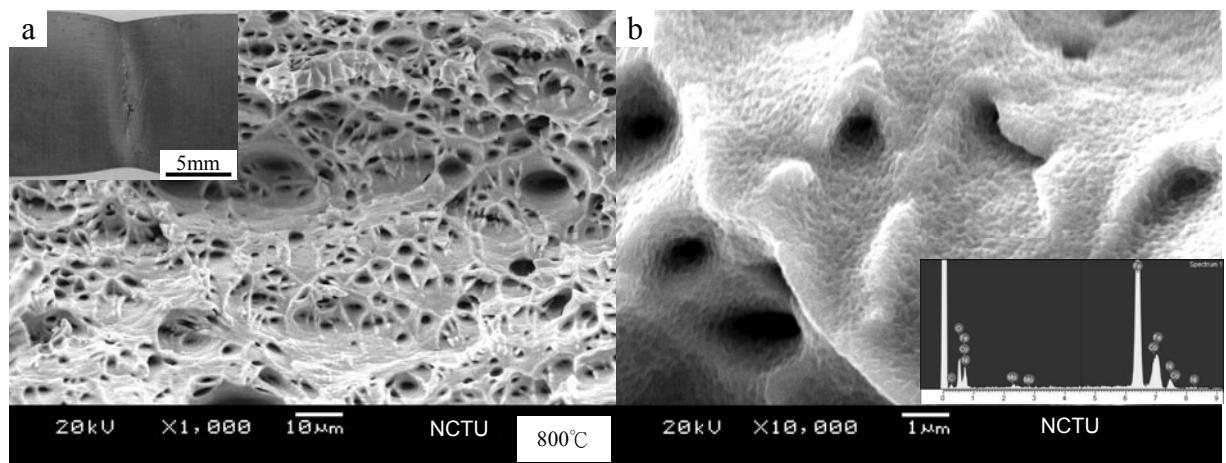


圖 4-83 旋形 C-250 麻時效鋼在 800°C 拉伸破斷 OM 及 SEM：(a)左上為破斷形式及高溫延性破斷面；(b)表面生成更厚的化合物層之 SEM 與 EDS

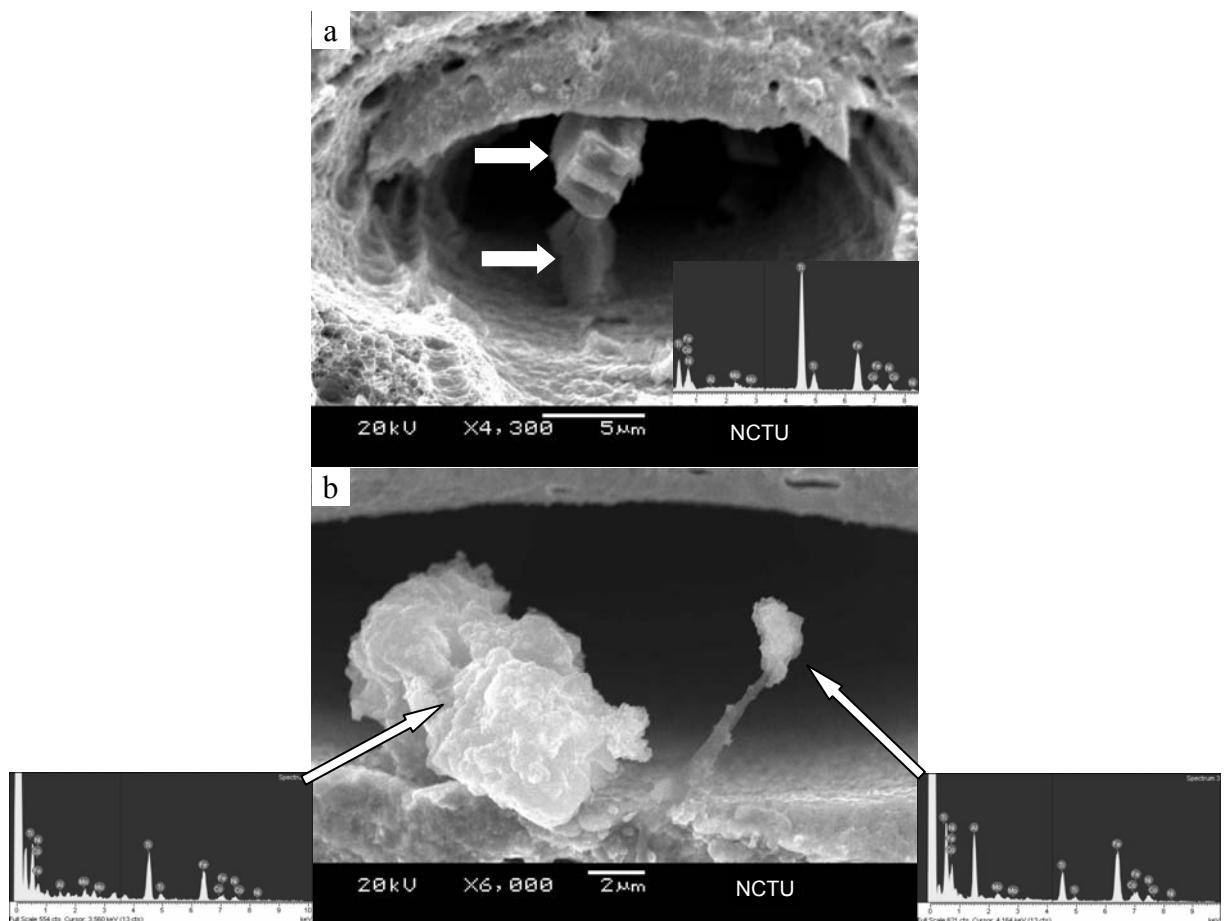


圖 4-84 旋形 C-250 麻時效鋼在 800°C 偏析造成破裂啓始且形成孔洞之 SEM 及 EDS 分析：(a)Ti 元素(b)左側為 Ti 偏析，右側為鋁與 Ti

4.6.3 高溫對旋形麻時效鋼電子束錄件的影響

1. 顯微組織觀察

圖 4-85a 左上圖為時效強化之旋形麻時效鋼錄件的破斷 SEM，顯示破裂是由錄道左側熔融線上方至右側熔融線下方，呈現約 45 度斜線貫穿錄道的破斷形態。其主要的破裂成因有：(1)錄道強度因強化元素的偏析而偏低[11]；(2)錄道接近熔融線處因急冷效應(Chill effect)[8]，晶粒大多形成細小的等軸晶；(3)母材接近熔融線的粗晶區則因受到錄道熱擴散效應，形成粗大的板條狀麻田散鐵組織結構，因高溫度形成均質化作用，幾乎沒有強化元素偏析的現象，經時效熱處理後，粗晶區可以獲得充分的強化作用[11]。因此，在晶粒大小結構形態上形成頗大的差異性及錄道強度偏低的複合作用下，錄道內兩側對角線形成較弱的破裂起始線。此種破斷形態大都發生在高功率密度的電子束錄接時效錄件，此破斷區域吾稱為「預斷區」，破斷方式稱為左／右斜貫穿式破斷。

時效的旋形錄件經由 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 拉伸後，破斷同樣均發生在錄道之貫穿式破斷形態，由光學顯微觀察在錄道晶界間仍有逆變態沃斯田鐵池存在。其中 400°C 的拉伸試片由光學顯微觀察錄道之鑄造組織結構，在錄道左側發生類似滑移的現象，這是因為受到拉應力的作用，錄道兩側較弱的預斷區同時產生初期滑移作用(圖 4-85a)，在相對較弱的左斜貫穿式破斷後，而殘留初期滑移的波浪帶(圖 4-85b)。

當拉伸溫度到 600°C 時，經拉伸後與前項不同的是破斷不在錄道內，而發生在暗浸蝕區外側的母材(圖 4-86a)。麻時效鋼於錄接前經過大量的旋形冷作加工，形成緻密的纖維狀結構。錄接後，錄道內因重熔形成固溶退火的顯微組織結構。當錄件經時效熱處理後，母材區因為冷作加工效應會使再結晶溫度及逆變態生成溫度降低，同時因過時效溫度使基地的析出物粗大化及麻田散鐵擴散作用產生大量的沃斯田鐵[49]。然而，錄道

尚無加工效應的影響，其軟化的程度不及母材快，以致形成由暗浸蝕區外側強度較弱的母材區斷裂。此結果也可由圖 4-86a 之光學顯微觀察，錄道內的顯微結構沒有明顯的改變可證明，但仍有微量的逆變態沃斯田鐵池在晶界生成。

在 700°C 拉伸時，使原來旋形加工所產生的內部應力或結晶內的各種缺陷均已消除。在 800°C 拉伸時， Ni_3Mo 溶解的量不斷增加，錄道內已產生變化，由顯微觀察錄道已產生大量分散的逆變態沃斯田鐵，錄道中間晶粒及晶界漸漸開始擴散而不完整，經化學浸蝕後呈現暗灰色(圖 4-86b)，且靠近錄道外側附近均已產生再結晶，柱狀晶及晶界已不明顯。

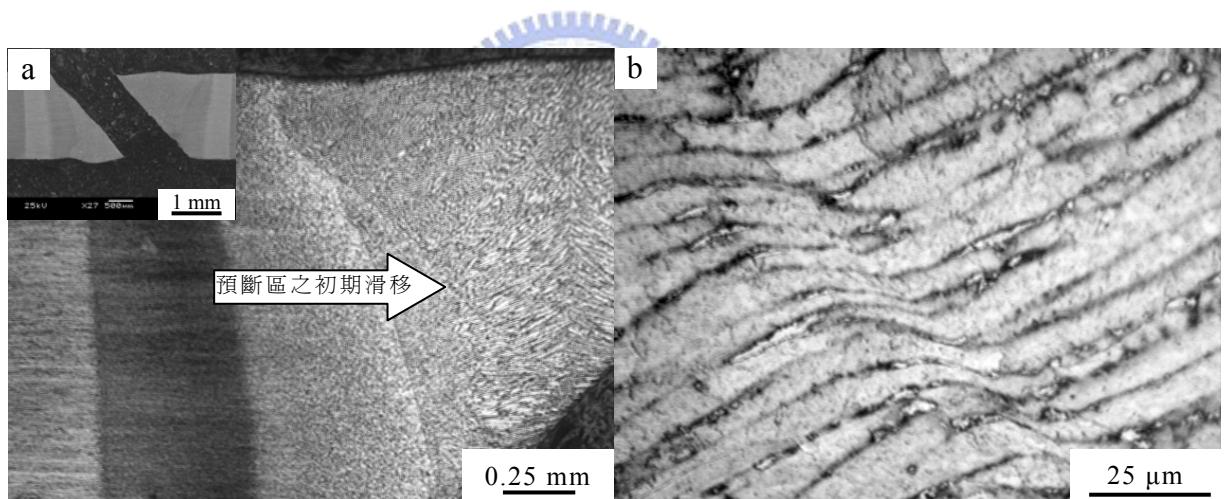


圖 4-85 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件經時效熱處理之拉伸實驗
錄道破斷顯微觀察：(a)左上圖為常溫拉伸時右斜貫穿式破
斷形態 SEM 及 400°C 條件拉伸時在預斷區殘留初期滑移線
OM 圖；(b)殘留初期滑移線之波浪帶 OM 放大圖

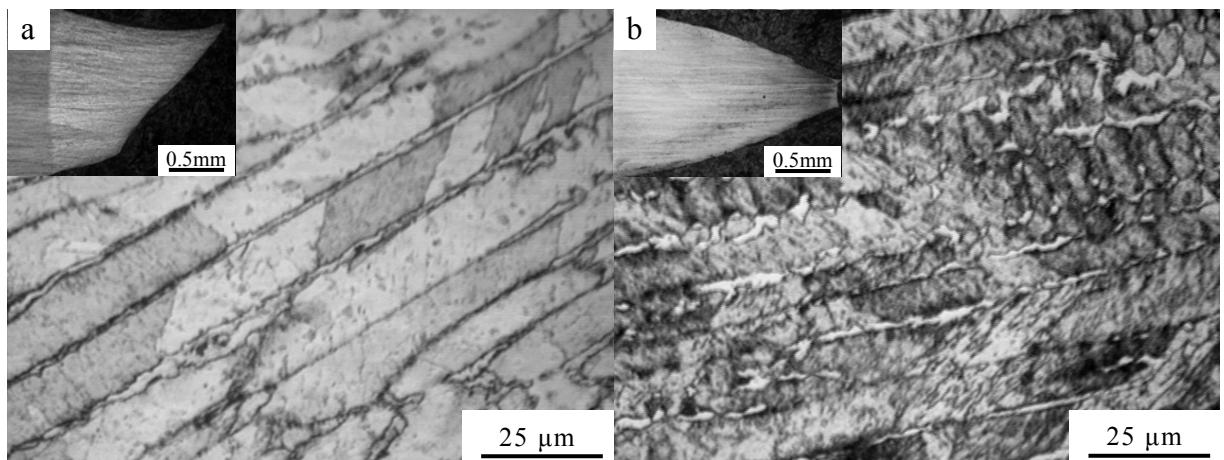


圖 4-86 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件經時效熱處理之拉伸破斷及錄道形態 OM 顯微觀察：(a)在 600°C 條件；(b)在 800°C 條件時錄道中間晶粒及晶界漸漸開始擴散而不完整

2. 機械性質測試結果與分析

旋形 C-250 麻時效鋼經錄前應力消除及電子束錄接後，施以標準時效熱處理之降伏強度(1947 MPa)、抗拉強度(1996 MPa)及延伸率(2.5%)均滿足 AMS 6520D 規範值。表 4-10 及圖 4-87 為高溫拉伸試驗之機械性質，經時效旋形錄件在 300°C ~ 500°C 溫度條件下的拉伸降伏強度與抗拉強度均滿足規範值，但延伸率均未達規範值，在 400°C 時延伸率達到最低點，僅有 1.2% (圖 4-87)。這主要是錄道之麻田散鐵基地內合金元素，隨著溫度升高產生再析出新的金屬間化合物。此外，錄件的母材因原先旋形產生緻密糾結的差排間，亦產生再析出新的金屬間化合物，同時產生阻礙差排滑移作用，使錄件延伸率下降。此結果與學者 S. Floreen [2]研究的結果趨勢相符。當在 500°C 時延伸率已開始回升至 1.5%，過時效溫度使析出強化粒子開始粗大化，及錄道麻田散鐵因擴散作用，開始產生少量質軟的逆變態沃斯田鐵。

當溫度在 600°C 時，拉伸降伏強度(1454 MPa)與抗拉強度(1502 MPa)均大幅的降低，僅有規範值的 86% 與 85%。而延伸

率已提升至 3.1%，高於規範值 28%。溫度在 700°C 時，拉伸降伏強度(1030 MPa)與抗拉強度(1045 MPa)降低至僅有規範值的 61%與 59%。延伸率已提升至 4.5%，高於規範值 81%。與 600°C 相比，拉伸強度約低了 42.5%，延伸率提高約 46%。如此大的差異主要是拉伸試片處於沃斯田鐵化的高溫作用，使先前析出強化的合金化合物大量的溶解，及麻田散鐵高溫擴散作用形成質軟的沃斯田鐵相，使強度大幅衰減與固溶熱處理的母材相近。當溫度提升到 800°C 條件時，拉伸降伏強度(790 MPa)與抗拉強度(802 MPa)降低至僅有規範值的 47%與 46%。延伸率已提升至 5.1%，高於規範值 105%。經由光學顯微觀察母材已形成再結晶現象。隨著拉伸時間的增加，沃斯田鐵相的細小晶粒持續析出及漸漸成長，而拉伸強度也降至最低點。

表 4-10 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件高溫實驗之機械性質

Sample code	Heat treating	Tensile temperature (°C)	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D			1689	1758	2.5*
FEA	EBW→Aging 480°C /6h/AC	Normal	1947	1996	2.5
FEA300C	EBW→Aging 480°C /6h/AC	300	1836	1893	1.6
FEA400C	EBW→Aging 480°C /6h/AC	400	1824	1857	1.2
FEA500C	EBW→Aging 480°C /6h/AC	500	1757	1804	1.5
FEA600C	EBW→Aging 480°C /6h/AC	600	1454	1502	3.2
FEA700C	EBW→Aging 480°C /6h/AC	700	1030	1045	4.5
FEA800C	EBW→Aging 480°C /6h/AC	800	790	802	5.1

Note: * Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

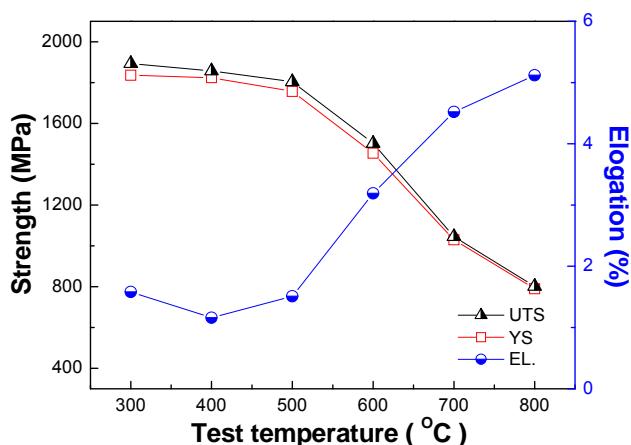


圖 4-87 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件經時效熱處理之高溫機械性質

3. 拉伸破斷面觀察與分析

時效熱處理旋形錠件經 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 高溫拉伸結果與常溫拉伸的時效錠件相似，如圖 4-88a～圖 4-90a 顯示沒有頸縮及呈現類似準劈裂破斷形式，且同樣為分佈均勻的漩渦狀組織之延性的顯微結構。由圖 4-88b～圖 4-90b 錠道破斷的 SEM 高倍率顯微組織觀察仍然沒有明顯的變化。

當溫度提升至 600°C 高溫時，破斷處已有明顯的頸縮現象，與前者明顯不同的是破斷發生在暗浸蝕區外側的母材，為非平整有段差及準劈線的準劈裂破斷面，如圖 4-91a 所示。其所形成的原因有：就錠件整體結構而言，完整的錠道截面積相對大於母材，此時，在高溫近似沃斯田鐵相區(γ)的母材，已產生大量的逆變態沃斯田鐵，其強度顯得相對較弱。另錠道由熔融冷卻為鑄造組織結構，使原本冷作加工變形的纖維結構均已消失，由於拉伸試片在 600°C 溫度的時間不長，故來不及發生再結晶。然而，受到大量冷作加工效應的母材，因為再結晶溫度下降作用，在 600°C 時已開始發生微量的再結晶效應，同時也獲得相對較軟的機械性質。因此，在以上複合作用下由暗浸蝕區外側開始變形至斷裂。圖 4-91b SEM 觀察顯示延性漩渦狀顯微結構已有些微的變化，在表面已產生微細類似橘皮皺紋的化合物層(藍色)。經以 EDS 進行破斷表面分析結果，在拉伸破斷時因高溫作用，使 C 及 O 與母材組成之主要元素在表面形成化合物層，其所含元素及重量比如表 4-11 所示。

在更高溫的 700°C 時，拉伸破斷處已呈現為大幅頸縮的破斷形態，如圖 4-92a 顯示在破斷表面與 600°C 有明顯的不同，除了為延性組織結構外，已有分散比較深的漩渦狀產生，而且在旋渦狀深孔處經 EDS 分析，有高純度多量的 Ti 元素偏析集中形成破裂的起始點，如圖 4-93 箭頭處。在破斷表面因沃斯田鐵化的高溫效應形成類似橘皮皺紋的化合物層，如圖 4-92b 所示。當溫度提高到 800°C 時，如圖 4-94 呈現為高斷面頸縮的延性破斷相，及圖 4-95a 顯示為延性頸縮且未完全斷裂的形態，

破斷面佈滿了許多較深的大小漩渦狀組織結構(圖 4-96)，且在破斷表面生成更厚的皺紋層化合物，如圖 4-95b 及表 4-11 所示。

表 4-11 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件高溫拉伸破斷表面層分析

Sample code	Tensile temperature (°C)	Element (Weight %)					
		Fe	Ni	Co	Mo	C	O
FA600C	600	51.34	12.52	6.21	2.93	19.83	7.17
FA700C	700	56.00	13.82	6.87	3.16	7.62	12.54
FA800C	800	76.16	7.65	8.13	0.85	2.25	4.95

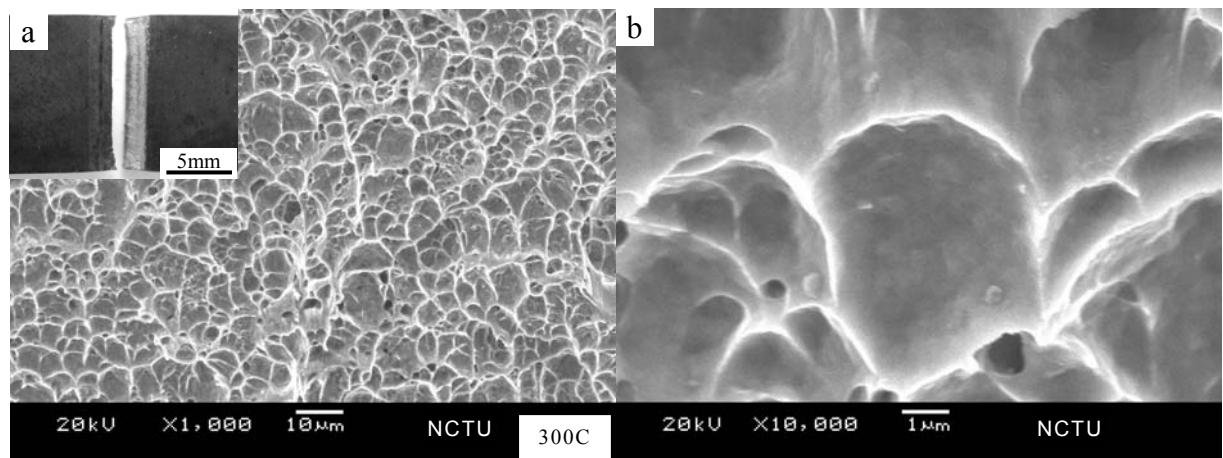


圖 4-88 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件在 300°C 拉伸錄道破斷相：
(a)左上為 OM 巨觀破斷形式及 SEM 延性破斷面；(b)為 SEM
漩渦狀延性顯微結構

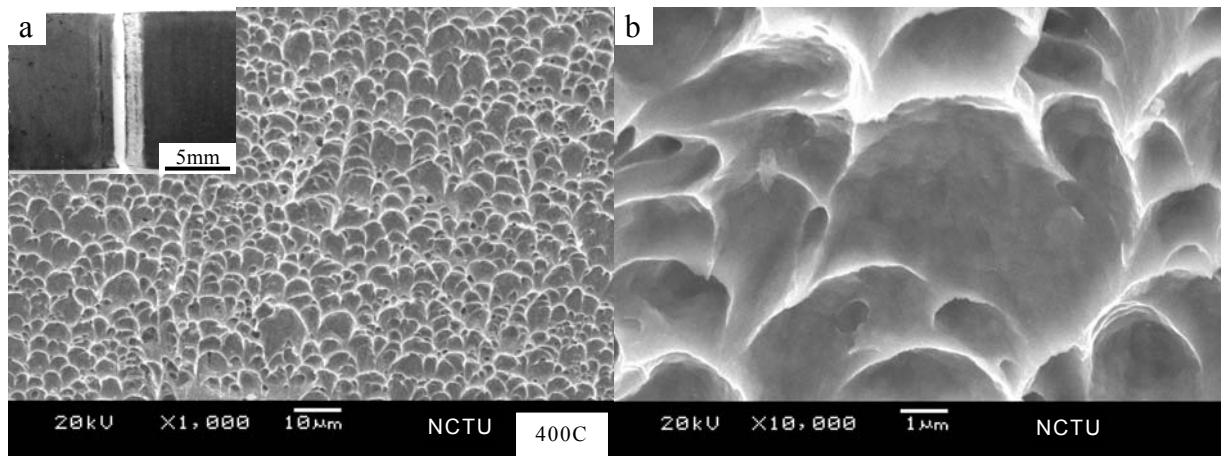


圖 4-89 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件在 400°C 拉伸錄道破斷相：
(a)左上為 OM 巨觀破斷形式及 SEM 延性破斷面；(b)為 SEM 漩渦狀延性顯微結構

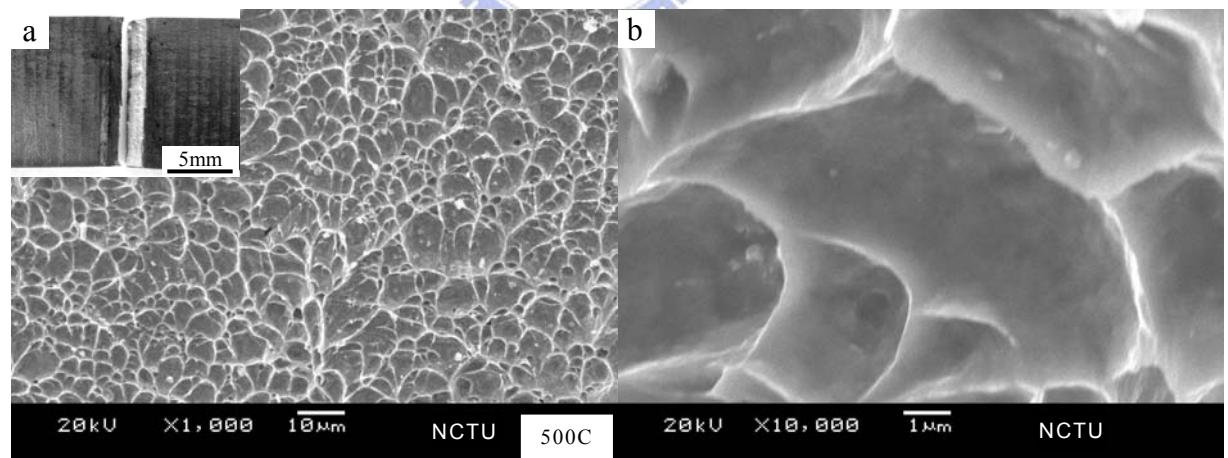


圖 4-90 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件在 500°C 拉伸錄道破斷相：
(a)左上為 OM 巨觀破斷形式及 SEM 延性破斷面；(b)為 SEM 漩渦狀延性顯微結構

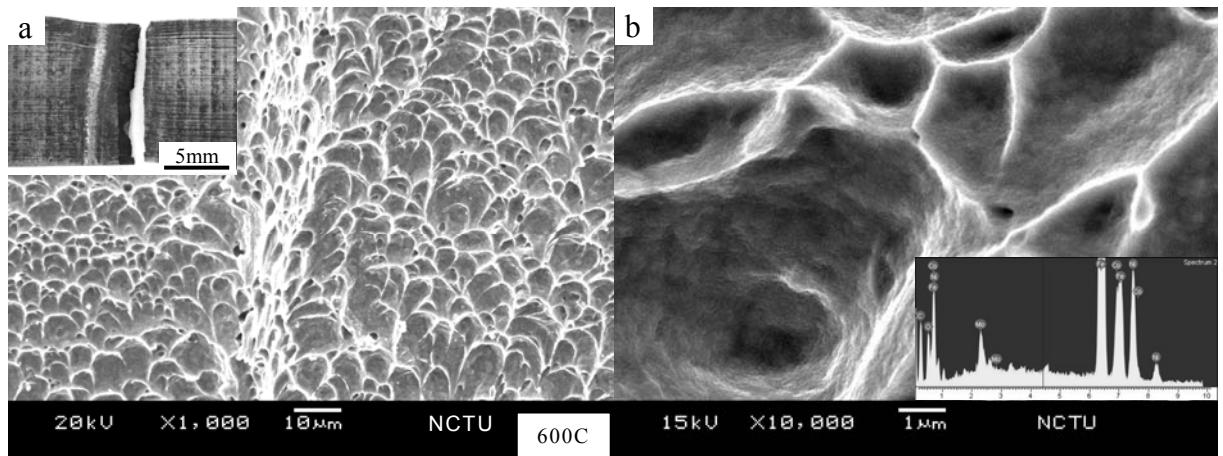


圖 4-91 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件在 600°C 拉伸破斷相：(a) 左上為 OM 巨觀破斷形式及 SEM 延性破斷面；(b) 表面已產生微細類似橘皮皺紋的碳氧化層(藍色)之 SEM 與 EDS

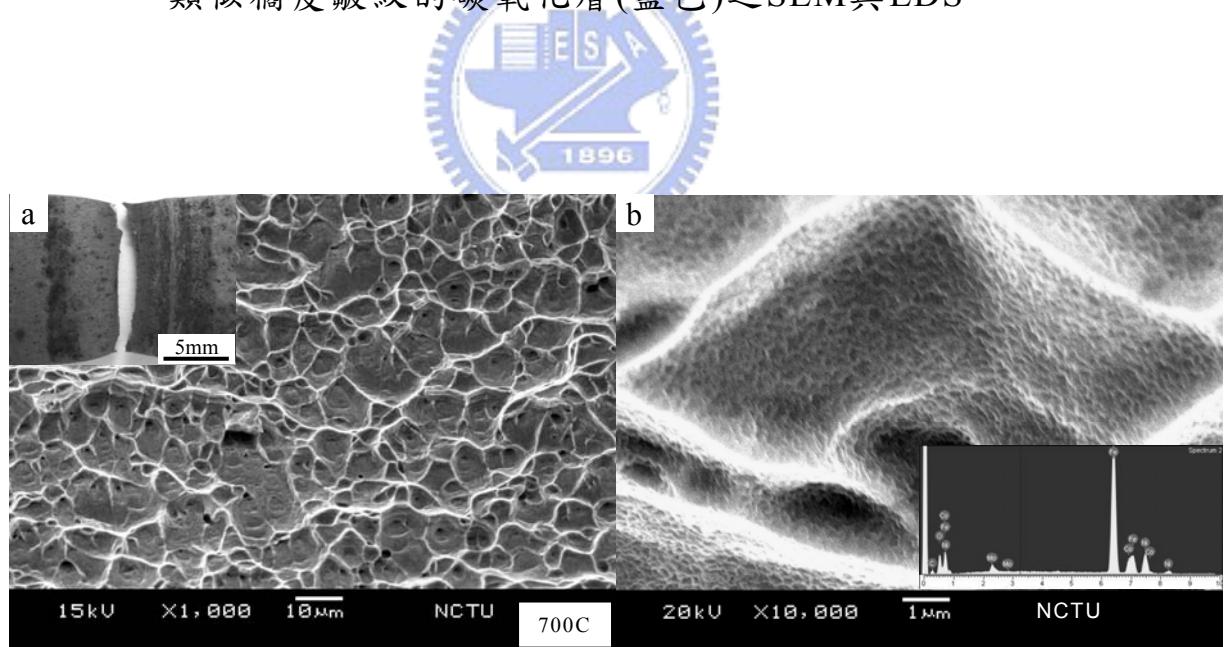


圖 4-92 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件在 700°C 拉伸錄件破斷相：(a) 為 OM 巨觀破斷形式與長大的漩渦狀 SEM；(b) 延性漩渦狀表面生成更多更明顯的橘皮皺紋層的化合物(主要化學元素：Fe, Ni, Mo, Co, C, O)之 SEM 與 EDS

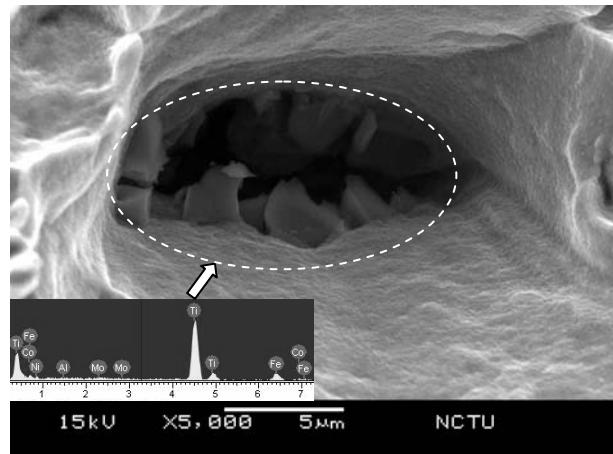


圖 4-93 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件在 700°C 拉伸破斷時，因鈦元素偏析集中造成破斷的啟始點，高純度的鈦元素殘留在孔洞內之 SEM 與 EDS

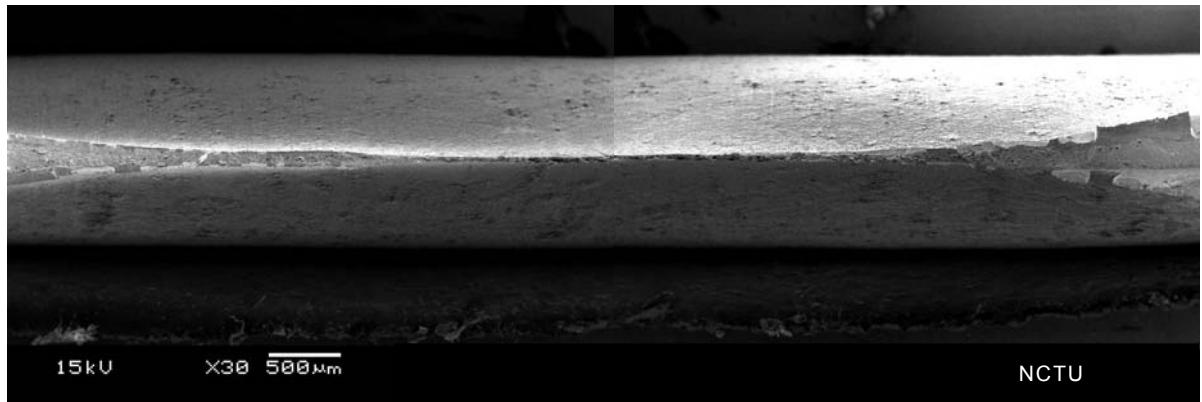


圖 4-94 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件在 800°C 高斷面頸縮之拉伸破斷相

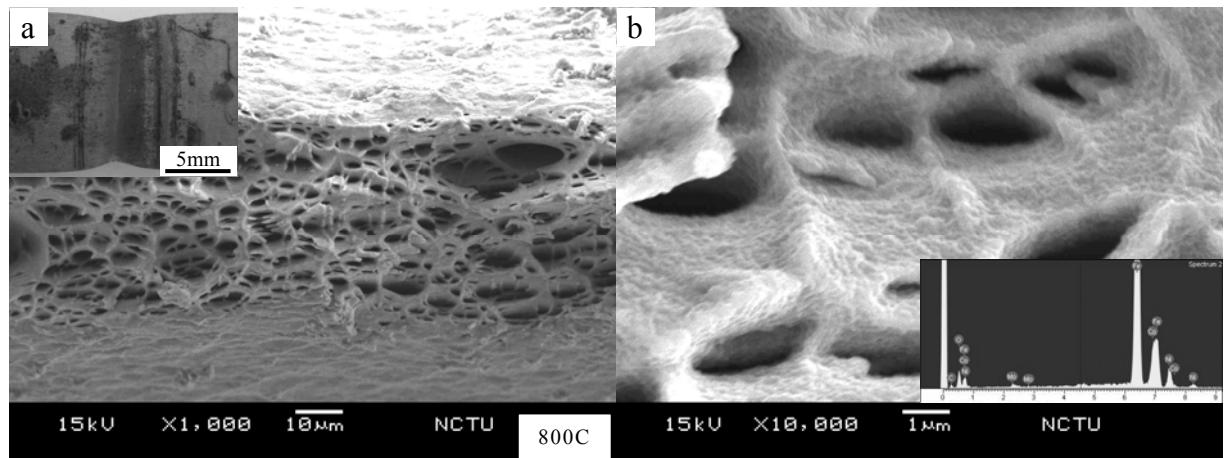


圖 4-95 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件之 800°C 拉伸錄件破斷相：(a)為 OM 巨觀破斷形式，大幅頸縮的破斷截面及漩渦被拉長成深孔之 SEM；(b)表面生成更厚的化合物層之 SEM 與 EDS

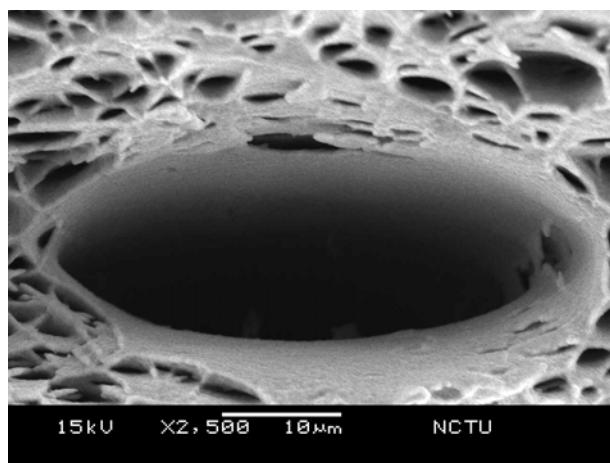


圖 4-96 旋形 C-250 麻時效鋼電子束錄件之 800°C 拉伸破斷之大旋渦 SEM

4.6.4 本節結論

1. 旋形麻時效鋼經高溫拉伸實驗，其降伏及抗拉強度，僅有 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 均滿足 AMS 6520D 規範值。在 800°C 時則僅有規範值的 46%~47% 為最低，延伸率則高於規範值 107%。在 400°C 條件時延伸率為最低(2.2%)，僅有規範值的 88%。
2. 在 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 高溫拉伸均呈現類似準劈裂破斷的形態。在 600°C 以上時則為頸縮的破斷形式。
3. 在 $600^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$ 條件時破斷表面有分散比較深的漩渦狀產生，且有 Ti 元素偏析集中形成破裂的起始點，且在破斷表面的類似皺紋化合物層更為明顯。
4. 旋形麻時效鋼錄件經高溫拉伸實驗，其降伏及抗拉強度，僅有 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 均滿足規範規格。在 800°C 僅有規範值的 46%~47% 為最低，延伸率則高於規範值 105%。在 400°C 時延伸率達到最低點(1.16%)，僅有規範值的 46%。
5. 在 400°C 拉伸破斷的錄道有殘留初期滑移之波浪帶。在 800°C 拉伸時， Ni_3Mo 溶解的量不斷增加，錄道中間晶粒及晶界漸漸開始擴散呈現暗灰色，且靠近上、下兩側附近均已產生再結晶，柱狀晶及晶界已不明顯。
6. 在 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 的拉伸錄件之破斷處均發生在錄道內。在 600°C 以上高溫拉伸時，則破斷處均發生在暗浸蝕區外側的母材。
7. 在 700°C 時在旋渦狀深孔處，有高純度 Ti 元素偏析集中形成破裂的起始點。 $700^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$ 破斷表面因沃斯田鐵化的高溫效應，形成類似橘皮皺紋的化合物層。
8. 旋形 C-250 麻時效鋼及電子束錄接後，經本研究實驗證明具有優良的高溫機械性質。在工程應用設計上，若使用條件為長時間性質，應避免處在標準時效溫度 480°C 以上的環境。若使用時間條件為短暫的高溫過程，則可設計考慮應用在較高溫的環境，或是在材料表面增加絕熱的複合材料層予以保護。

4.7 热處理溫度對旋形麻時效鋼機械性質與顯微組織之影響

4.7.1 實驗目的與流程

C-250 麻時效鋼經旋形加工為精密無縫管件，並以時效熱處理來強化其機械性質。然而，由於高縮減量的旋形加工所產生的高緻密且應力分佈均勻的纖維狀結構，在時效熱處理時因旋形加工硬化效應與時效析出之複合作用下，使材料強度達到最高點。麻時效鋼因加工硬化指數及伸長率均較小，因此在頸縮前依賴均勻拉伸應變所做的冷成形僅限於中等程度之塑性變形。而且經大量冷作後施以時效熱處理將使韌性降低。依據學者 S. Floreen 研究[2]，麻時效鋼經長時間保溫後，組織漸漸回復至平衡相為肥粒鐵及沃斯田鐵($\alpha+\gamma$)。幸好導致硬化的析出反應速率遠大於 $\alpha+\gamma$ 之逆反應速率，因此在逆反應發生前可大增其強度。當時效溫度增加或時效時間增長，則硬度達極大值後將會開始下降，此軟化現象不但係由於過時效所引起的析出粒子粗化，亦是因為逆變態沃斯田鐵反應所導致。然而，過時效不但產生的適量沃斯田鐵，能有效的促進均勻伸長(Uniform elongation)及引長能力，而且過時效的沃斯田鐵在冷作後可變態為麻田散鐵。

由本論文 4.2 及 4.3 節的研究結果顯示，麻時效鋼經高旋形加工及電子束鐳接後，延伸率均大幅的下降。為了解決鐳後延伸率不足的問題，在 4.4 及 4.5 節中分別提出了解決的關鍵製程技術與方法。同時經由前段的引述，麻時效鋼也可藉由時效溫度的控制來獲得質軟的延展性。因此，本節將對高旋形加工的麻時效鋼進行不同過時效溫度的熱處理，以獲得溫度與再結晶及延伸率的相互關係及影響。在日後工程應用時可視實際需求，除了 4.4 及 4.5 節關鍵技術外，並可組合不同時效條件，以獲得最佳及最適化的效果，使本論文更具週全性。

因此，本階段研究以 C-250 麻時效鋼經 79% 壁厚縮減率旋形加工之全尺寸精密無縫管件，分別施以 450°C、480°C、510°C、540°C、570°C 及 600°C 溫度 6 小時後，空冷至室溫之時效熱處理，以研究不足時效、標準時效及更高溫的過時效熱處理對機械性質及顯微組織之影響，以做為日後工程設計及應用時的參考。實驗流程如圖 4-97 所示。

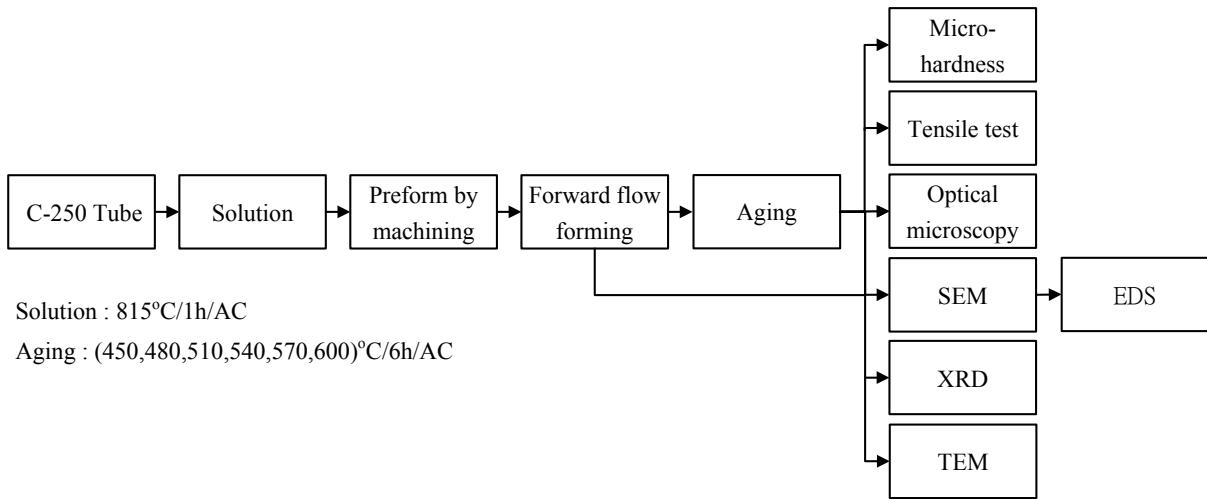


圖 4-97 時效熱處理溫度對旋形 C-250 麻時效鋼影響之實驗流程圖

4.7.2 微硬度量測與顯微組織觀察

固溶退火處理之 C-250 麻時效鋼經 79% 壁厚縮減率之旋形加工，使原本粗大質軟的板條狀麻田散鐵，因大量的冷作加工作用使晶粒發生畸變轉為纖維狀結構。經由 X-ray 繞射分析結果顯示(圖 4-98)，麻時效鋼經固溶熱處理後為低碳麻田散鐵結構。經 79% 壁厚縮減率之旋形加工後， α 相的(110)峯值強度(Peak)已大幅縮減，(200)峰值強度亦隨著加工量增加而大幅成長。相對的，(220) 峰值強度及(310)峰值強度已消失，這主要是顯微組織受到塑性應力作用，粗大板條狀晶粒產生變形所導致。麻時效鋼於固溶退火狀態下經傳統冷作的加工硬化性甚微[2]，因此可以承受大量塑性加工。然而，經由 79% 旋形冷作加工後，如圖 4-99 顯示，徑向截面微硬度量測平均值由 33.8 HRC 升高至 38.9 HRC，平均硬度值提升了 15%。且呈現水平的分佈，顯示高縮減量的旋形冷作加工應力分佈均勻，為優良的加工製程特性。

在 570°C 過時效溫度或長時間的時效作用下，溶解的 Ni_3Mo 和隨之形成的 Fe_2Mo ，導致局部產生質軟的逆變態沃斯田鐵(γ)相。如圖 4-98 顯示 γ 相的(111)及(220)峯值強度，而 α 相的(110)、(200)、(211)峰值強度相對減少。富 Ni 的麻田散鐵因顯微偏析會降低 As 及 Ms 溫度[97]，有利麻田散鐵形成逆變態沃斯田鐵，且在先前的沃斯田鐵及

板條狀晶界間生成。因此，冷作之麻時效鋼可利用過時效產生適量的逆變態沃斯田鐵，獲得較佳的延伸性以提高在工程應用的適用性[2]。

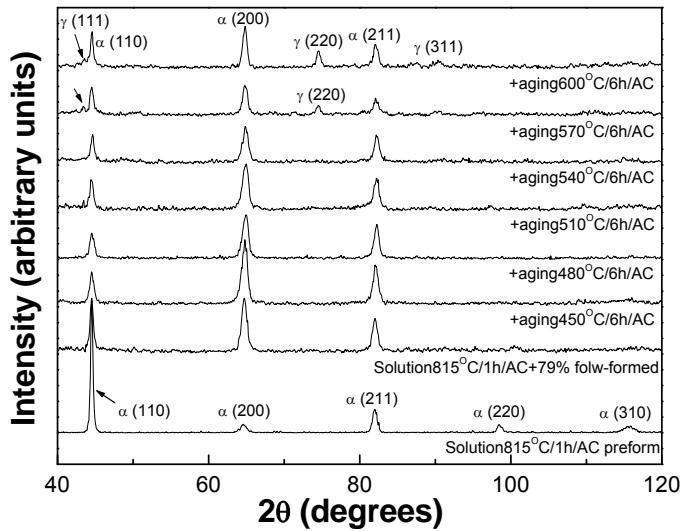


圖4-98 旋形C-250麻時效鋼經不同時效溫度熱處理之X-ray繞射分析

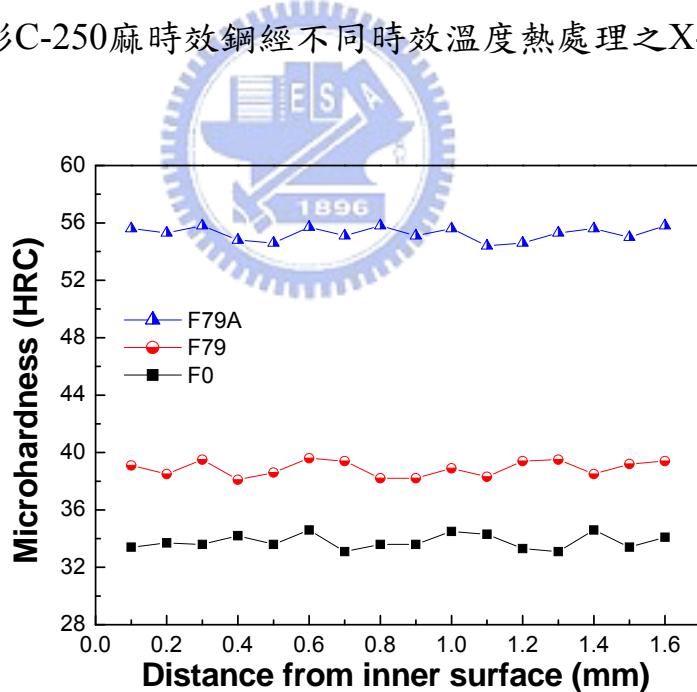


圖4-99 C-250麻時效鋼經79%壁厚縮減率之旋形加工後管壁截面之徑向微硬度分佈

圖 4-100 顯示旋形麻時效鋼經 450°C 、 480°C 、 510°C 、 540°C 、 570°C 及 600°C 不同時效溫度之微硬度量測值，均高於 AMS 6520D 規範值

(>48 HRC)。其中 480°C 標準時效溫度獲得 55.3 HRC 為最高，600°C 過時效溫度之 48.1 HRC 為最低。由於旋形加工硬化效應與時效析出之複合作用下，獲相當高的硬度值，使不足時效溫度(450°C)與標準時效溫度(480°C)及過時效溫度(510°C 及 540°C)之硬度值均高於 50 HRC。當溫度提升至 570°C 及 600°C 高過時效溫度時，因析出粒子粗大化及麻田散鐵因擴散作用，產生大量的沃斯田鐵[49]及 Ni₃Mo 開始產生溶解而產生多量質軟的逆變態沃斯田鐵相[2,49,50,52]，如圖 4-98 顯示 γ 相的(111)及(220)峯值強度增加更為明顯，且產生 γ 相的(311)峯值強度。另因大量的旋形加工效應，使再結晶溫度降低[100]，獲得相對質軟已細化的新晶粒結構，在此複合作用下，使硬度值大幅下降。

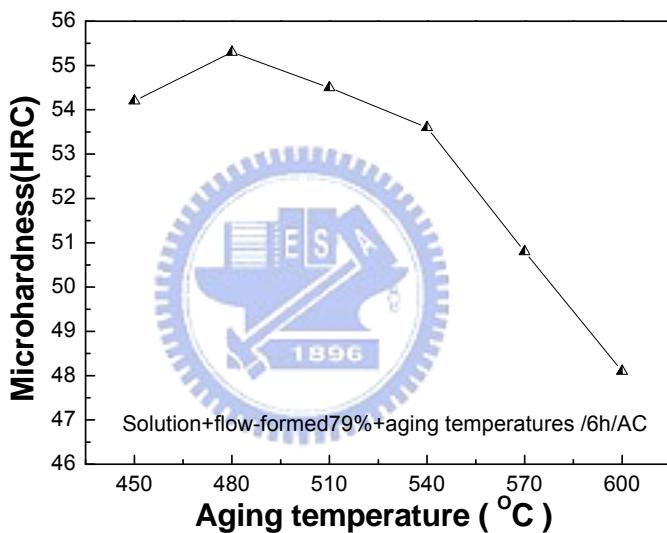


圖4-100 旋形C-250麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後平均微硬度值

由圖 4-101 光學顯微觀察顯示，固溶熱處理之板條狀(圖 4-101a)麻時效鋼，經流旋形加工為纖維狀結構(圖 4-101b)，經時效後均呈現為緻密的顯微結構(圖 4-101c 及圖 4-101d)，為獲得較佳的延伸性之過時效處理後，纖維狀結構已比較不明顯，且微量的沃斯田鐵相生成(圖 4-101e 及圖 4-101f)。未冷作加工的麻時效鋼在正常的 540°C 時效溫度不會產生再結晶的現象，但由於大量的旋形冷作加工會使材料的再結溫度降低，材料內部會產生新的結晶核，再從結晶核逐漸生長成新的細化晶粒，如圖 4-102a 之 SEM 觀察顯示證明，材料基地已開始產生

再結晶的現象，並沿著原來纖維狀結構形成更細化的晶粒。隨著溫度增加至 570°C 及 600°C 較高的過時效溫度時，然因冷塑加工硬化效果增加了孕核率，由圖 4-101g 及圖 4-101h 中觀察顯示纖維狀結構已消失且為細小的晶粒形態，顯示已完成再結晶之重新整合。這主要是經由過時效溫度熱處理時，原本大量旋形加工產生的內部應力或結晶內的各種缺陷(空孔，格子間原子等)，因回復而局部消除，如圖 4-102b 所示。結晶核所生長的晶粒形成與加工前無方向性結晶的類似組織，其強度、硬度與內部應力降至最低。

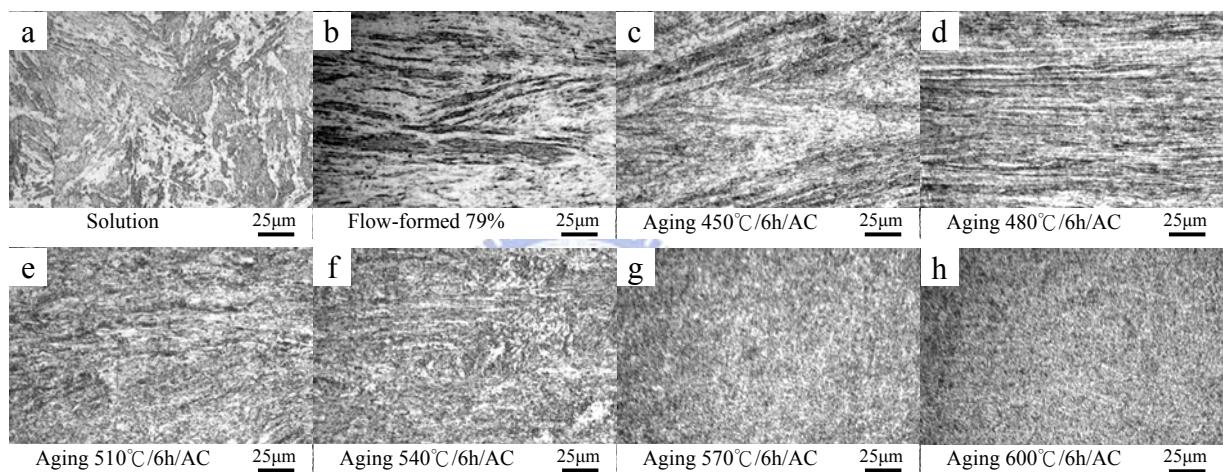


圖4-101 旋形C-250麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後之光學顯微組織觀察

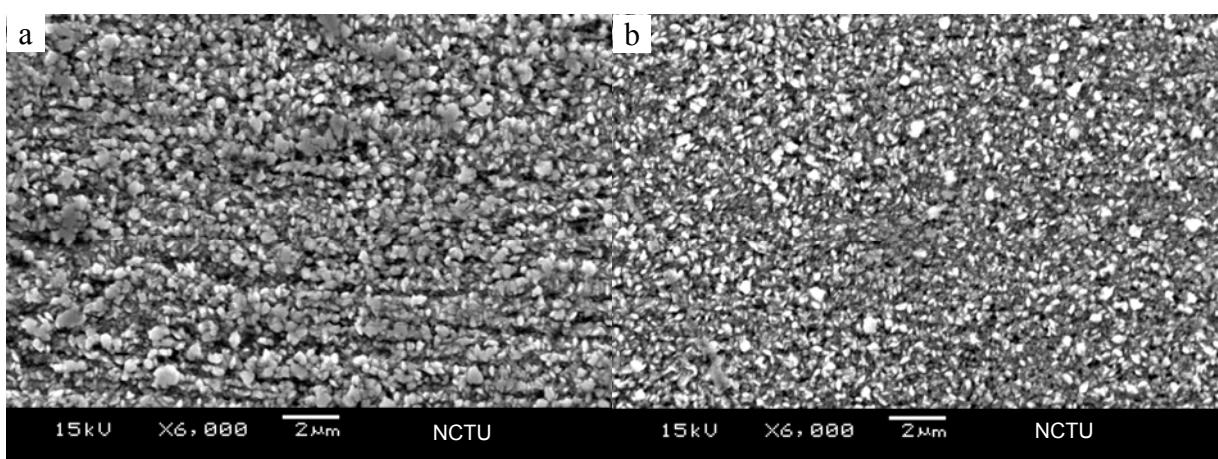


圖4-102 旋形C-250麻時效鋼經過時效熱處理後之SEM顯微組織觀察：(a) $540^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 已開始再結晶；(b) $600^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 晶粒已細化及無方向性結晶

4.7.3 機械性質測試結果與分析

旋形 C-250 麻時效鋼經不同溫度時效熱處理之降伏強度及抗拉強度，除了 570°C 及 600°C 外，其餘 450°C、480°C、510°C 及 540°C 與所有延伸率均高於 AMS 6520D 規範值。其中拉伸降伏強度及抗拉強度以標準時效溫度 480°C 為最高，過時效溫度 600°C 為最低。相對的，延伸率以標準時效溫度 480°C 為最低，過時效溫度 600°C 為最佳。

表 4-12 及圖 4-103 為不同時效溫度拉伸試驗之機械性質。不足時效溫度 450°C、標準時效溫度 480°C、過時效溫度 510°C 及 540°C 之拉伸降伏強度、抗拉強度及延伸率均滿足規範值。其中不足時效溫度 450°C 之拉伸降伏強度(2102 MPa)、抗拉強度(2106 MPa)及延伸率(3.0%)，分別高於規範值的 24%、20% 及 20%。雖然時效溫度不足會使析出強化不完全，然而受到 79% 高縮減率的流旋形加工作用，使加工硬化與時效析出之複合作用下，仍然使強度大幅增加。

在標準時效溫度 480°C 之拉伸降伏強度(2158 MPa)、抗拉強度(2182 MPa)及延伸率(2.9%)，分別高於規範值的 28%、24% 及 16%。這主要是獲得充分的時效析出強化及加工硬化之複合作用，使強度達到最大值(圖 4-103)。低過時效熱處理溫度 510°C 之拉伸降伏強度(2053 MPa)、抗拉強度(2098 MPa)及延伸率(3.4%)，分別高於規範值的 22%、19% 及 36%。主要是因為低過時效溫度已開始發生析出物微量長大，使強度下降及獲得較佳的延展性。過時效溫度 540°C 之拉伸降伏強度(1837 MPa)、抗拉強度(1906 MPa)及延伸率(4.4%)，分別高於規範值的 9%、8% 及 76%。

麻時效鋼經過 79% 大量旋形加工後，晶粒及晶界產生極大的畸變以及大量緻密纏繞的差排，對材料強度貢獻頗大，即使在 540°C 過時效溫度熱處理後，仍然具有優異的機械性質。此現象也可由 TEM 的觀察可清楚發現，因大量加工作用在先前沃斯田鐵晶界間形成帶狀的堆疊(Stacking faults)相，如圖 4-104 所示。同時因為過時效溫度使析出粒子開始粗大化，絲狀析出物 Ni_3Mo [31] 開始分解為球狀 $(\text{Fe},\text{Ni})_2(\text{Mo},\text{Ti})$ [50] (圖 4-105)，隨後形成的逆變態沃斯田鐵，首先會在板條狀麻田散鐵上形成，而後在先前的沃斯田鐵晶界上產生[60,65]。然而，大量旋形加工後緻密糾結的差排有助於維持材料的強度及同時產生較佳的延性 (圖 4-106)。

高過時效溫度 570°C 之拉伸降伏強度(1583 MPa)及抗拉強度(1675 MPa)，分別低於規範值的 6%、5%，延伸率(7.3%)則高於規範值的 192%。當高的過時效溫度 600°C 之拉伸降伏強度(1455 MPa)及抗拉強度(1537 MPa)，分別低於規範值的 16%、14%，延伸率(7.7%)則高於規範值的 208%，為最佳之延伸率(圖 4-107)。主要是因為高過時效溫度使析出粒子已粗大化，及 Ni_3Mo 溶解使麻田散鐵因擴散作用，產生大量質軟的逆變態沃斯田鐵。根據 Fe-Ni 二元系統準安定相圖關係(圖 2-13)[2]，將大於 90%的麻田散鐵已形成沃斯田鐵相。因此，冷作之麻時效鋼在工程應用上，可利用過時效產生適量的沃斯田鐵，能有效的促進均勻伸長及引長能力[2]。另因大量的旋形冷作加工效應已完全產生再結晶作用，獲得相對質軟細化的新晶粒結構，在此複合作用下，使拉伸強度下降，延伸率大幅提升。

表 4-12 旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後之拉伸機械性質

Sample code	Process (Fromed→)	Hardness(HRC)	YS (MPa) (0.2% Offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D		48.0	1689	1758	2.5*
F0	As	38.9	1235	1298	5.3
FA450	Aging 450°C/6h/AC	54.2	2102	2106	3.0
FA480	Aging 480°C/6h/AC	55.3	2158	2182	2.9
FA510	Aging 510°C/6h/AC	54.5	2053	2098	3.4
FA540	Aging 540°C/6h/AC	53.6	1837	1906	4.4
FA570	Aging 570°C/6h/AC	50.8	1583	1675	7.3
FA600	Aging 600°C/6h/AC	48.1	1455	1537	7.7

Note: * Nominal thickness 1.65 - 2.29 mm.

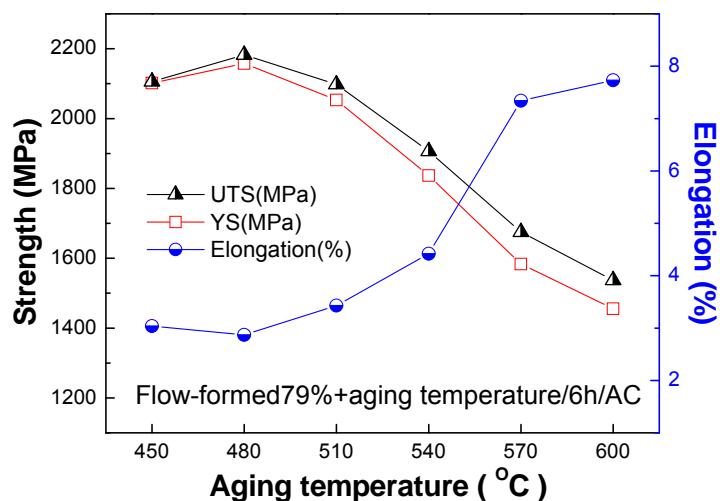


圖4-103 旋形C-250麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後之拉伸機械性質

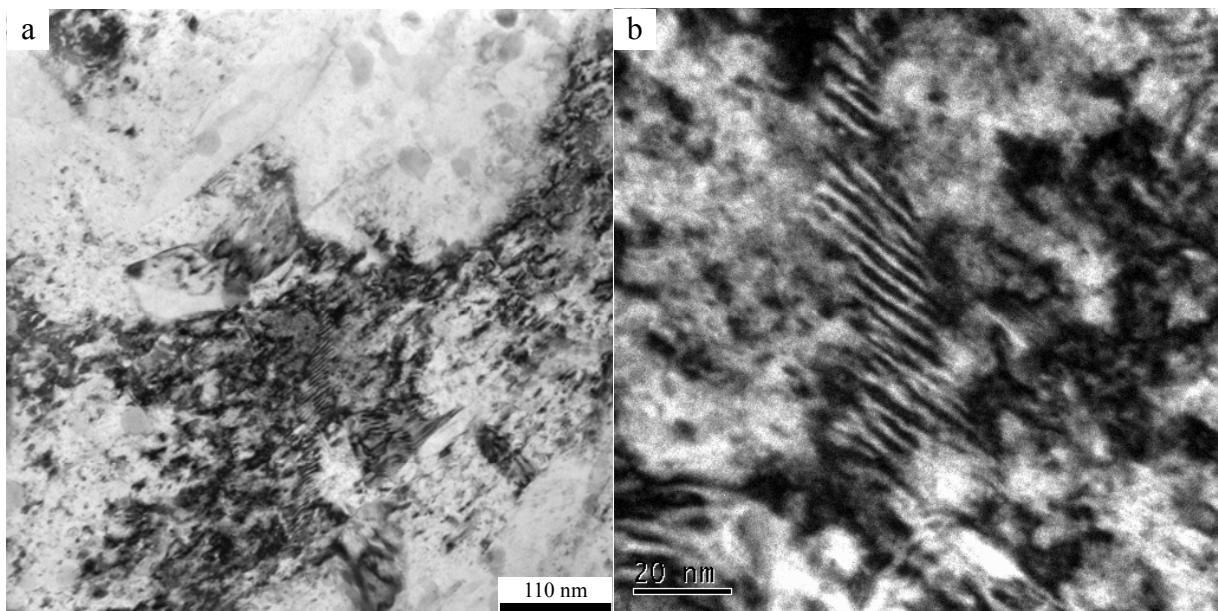


圖 4-104 79% 旋形加工量 C-250 麻時效鋼經 $540^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效處理後之顯微組織結構 TEM：(a)晶界間之逆變態沃斯田鐵；(b)堆疊相

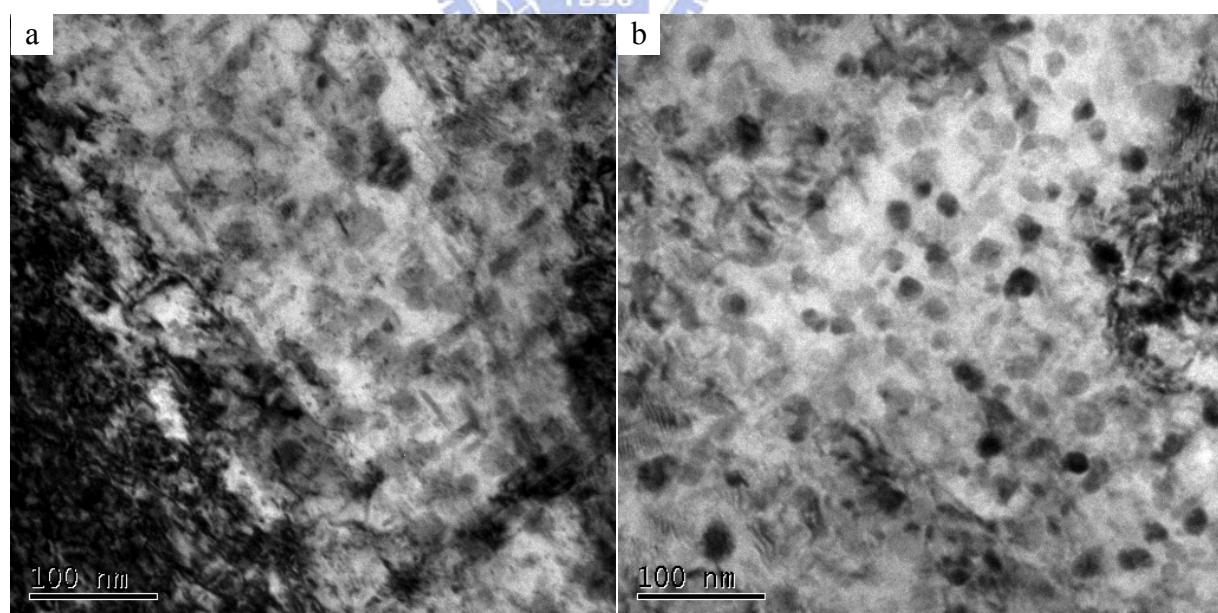


圖 4-105 79% 旋形加工量 C-250 麻時效鋼經 $540^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效處理後之顯微組織結構 TEM：(a)球狀及絲狀析出相；(b)球狀析出相

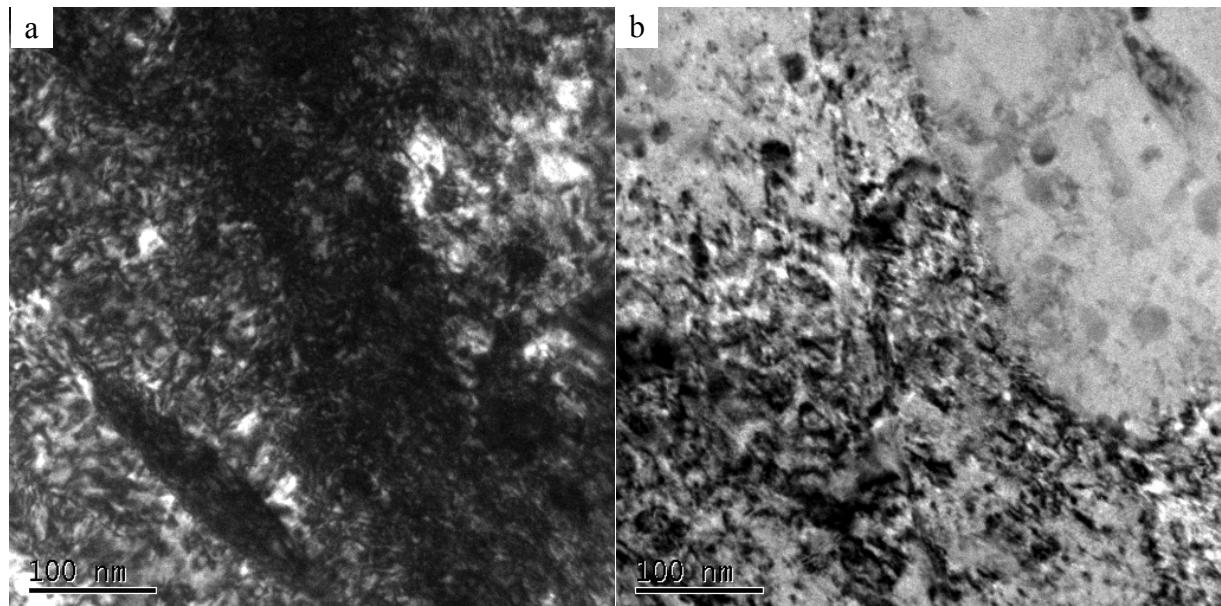


圖 4-106 79% 旋形加工量 C-250 麻時效鋼經 540°C/6h/AC 時效處理後之顯微組織結構 TEM：(a)緻密糾結的差排；(b)先前沃斯田鐵晶界間之析出相

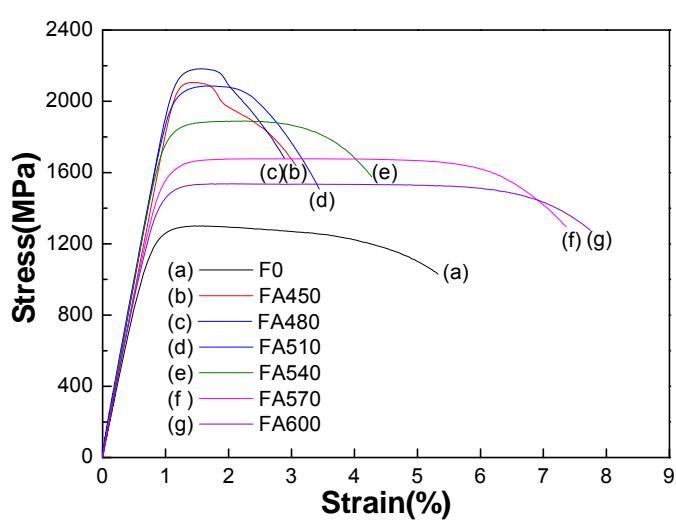


圖4-107 旋形C-250麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後拉伸之應力應變曲線

4.7.4 拉伸破斷面觀察與分析

圖 4-108~圖 4-114 為旋形麻時效鋼經不同時效溫度熱處理之拉伸試片破斷面。固溶旋形麻時效鋼試片經拉伸呈現頸縮的破斷現象，由 SEM 破斷截面觀察，如圖 4-108a 呈現為佈滿延性的漩渦狀組織。經破斷顯微觀察顯示為晶粒較粗大漩渦狀組織，為延性破斷的顯微結構，如圖 4-108b 所示。經由 450°C 不足時效及 480°C 標準時效溫度熱處理的拉伸試片，如圖 4-109a 及圖 4-110a 呈現未頸縮的破斷及類似準劈裂面破斷形式。由破斷顯微觀察顯示未有明顯的變化，如圖 4-109b 及圖 4-110b 均呈現為延性漩渦狀組織形態。經由 510°C 過時效溫度之拉伸破斷面，呈現為分佈均勻相對較小的漩渦狀組織形態(圖 4-111a)，為較佳延性的漩渦狀組織結構(圖 4-111b)。

當溫度提高到 540°C 過時效溫度之拉伸破斷時，為微量逆沃斯田鐵的延性漩渦狀組織形態(圖 4-112a)。因大量的旋形冷作加工效應，使再結晶溫度降低至 540°C 以下，原纖維狀部分組織結構已產生再結晶為更細化的晶粒，如圖 4-112b 呈現為更細小較佳延性漩渦狀組織形態，且在旋渦內的表面已有新析出晶粒的初期孕核相。當更高 570°C 及 600°C 時效溫度時，如圖 4-113a 及圖 4-114a 顯示頸縮及階梯狀的破斷現象更為明顯，且為多量逆沃斯田鐵相的延性組織形態。由 SEM 圖 4-113b 及圖 4-114b 顯微觀察顯示已佈滿更細小晶粒被拔起的小漩渦狀組織形態，使微硬度大幅下降及富延性的組織結構。尤其是在 600°C 高過時效的破斷相中可明顯觀察到，為比較細小且均勻的再結晶晶粒之破斷顯微結構。

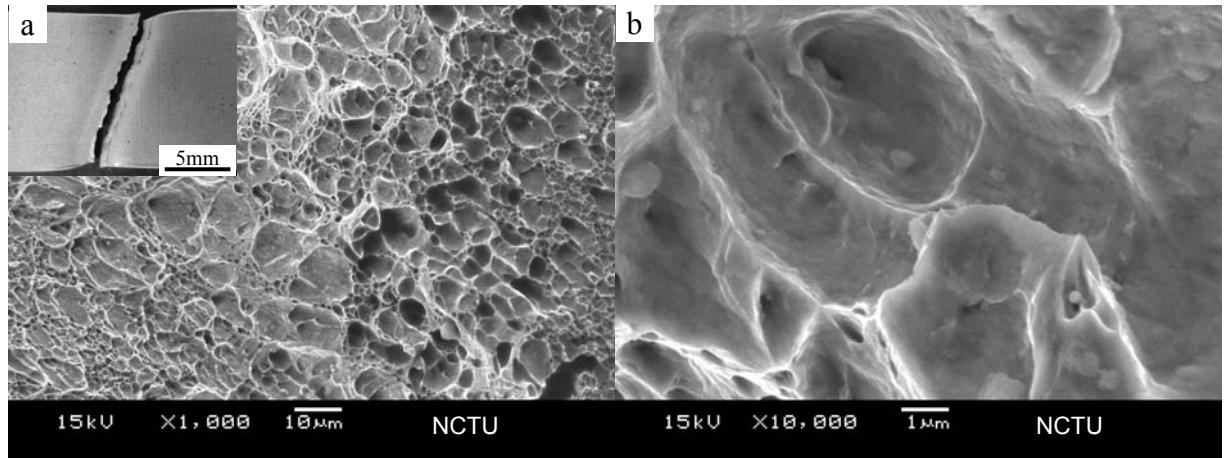


圖 4-108 旋形 C-250 麻時效鋼之拉伸破斷面：(a)為較大的旋渦之 SEM 及巨觀破斷形式；(b)大旋渦之破斷顯微結構

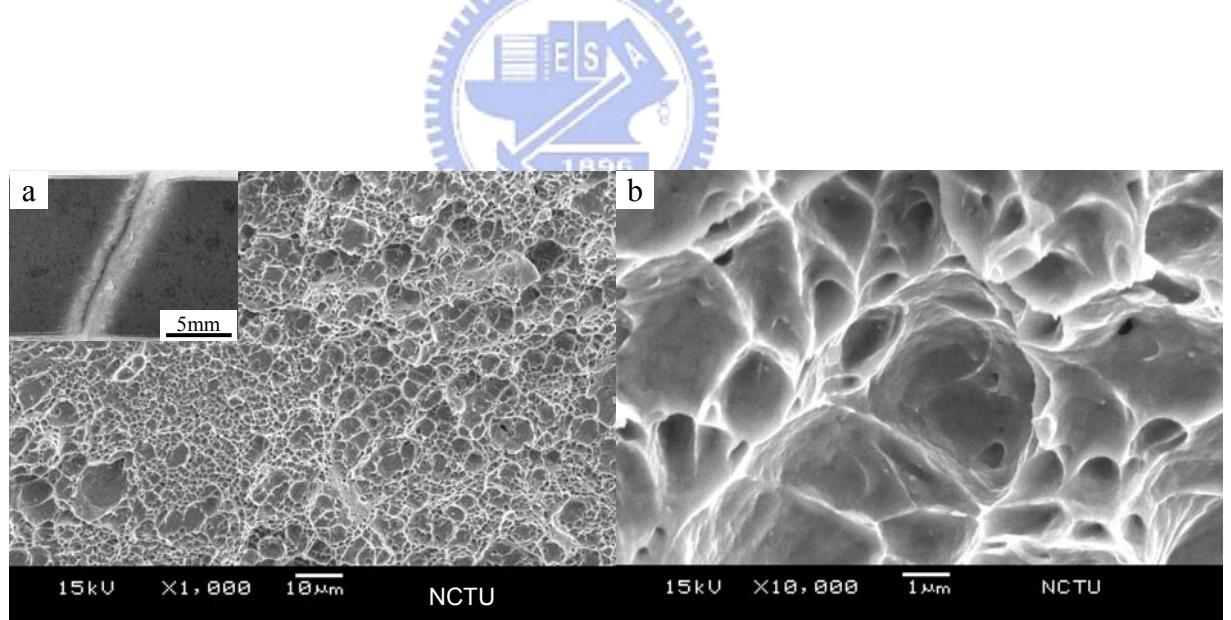


圖 4-109 旋形 C-250 麻時效鋼經 450°C 不足時效熱處理之拉伸破斷面：(a)為大小不等旋渦之 SEM 及巨觀破斷形式；(b)旋渦之破斷顯微結構

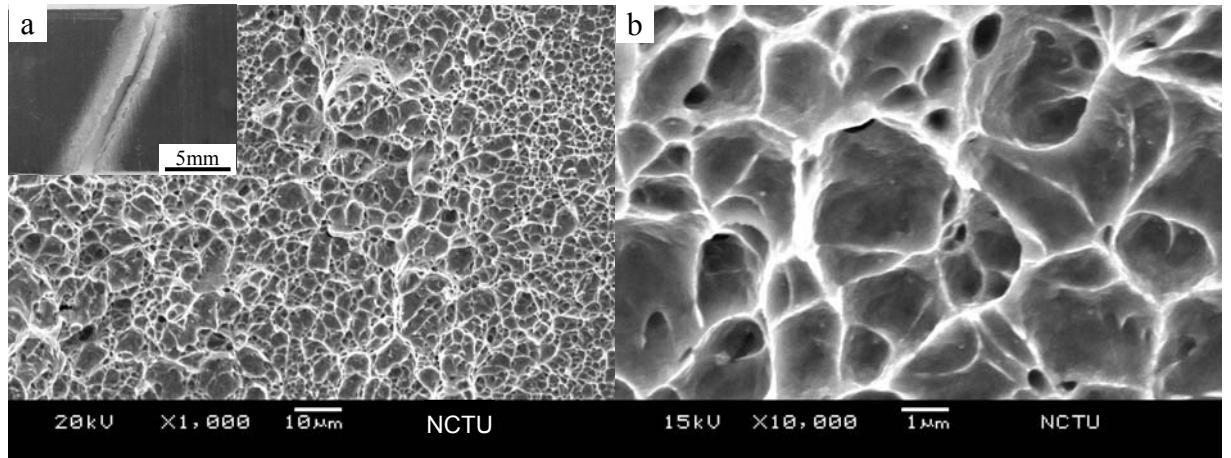


圖 4-110 旋形 C-250 麻時效鋼經 480°C 標準時效熱處理之拉伸破斷面：(a)為較小旋渦之 SEM 及巨觀破斷形式；(b)比較小的旋渦之破斷顯微結構

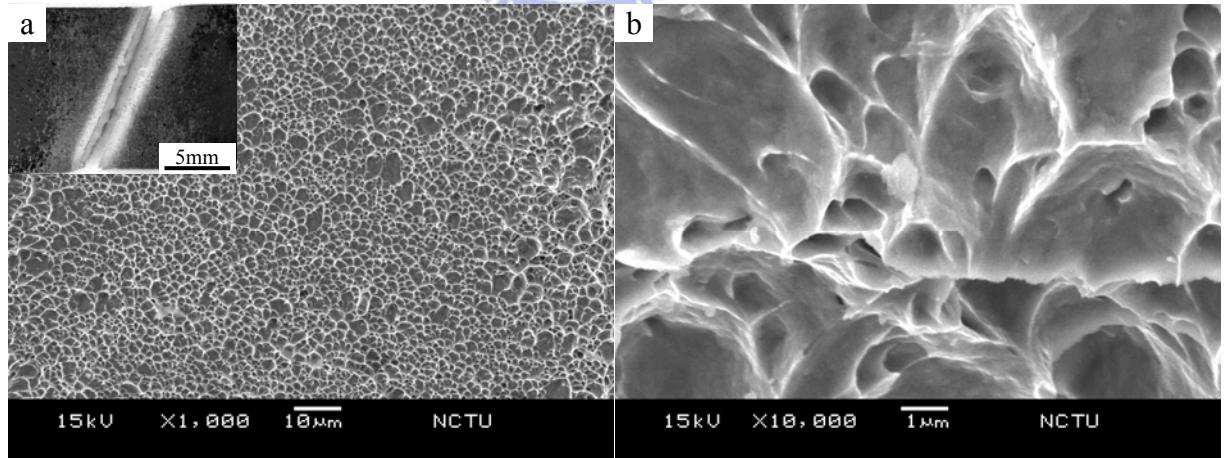


圖 4-111 旋形 C-250 麻時效鋼經 510°C 低過時效熱處理之拉伸破斷面：(a)為細小的旋渦之 SEM 及巨觀破斷形式；(b)延性比較好的旋渦之破斷顯微結構

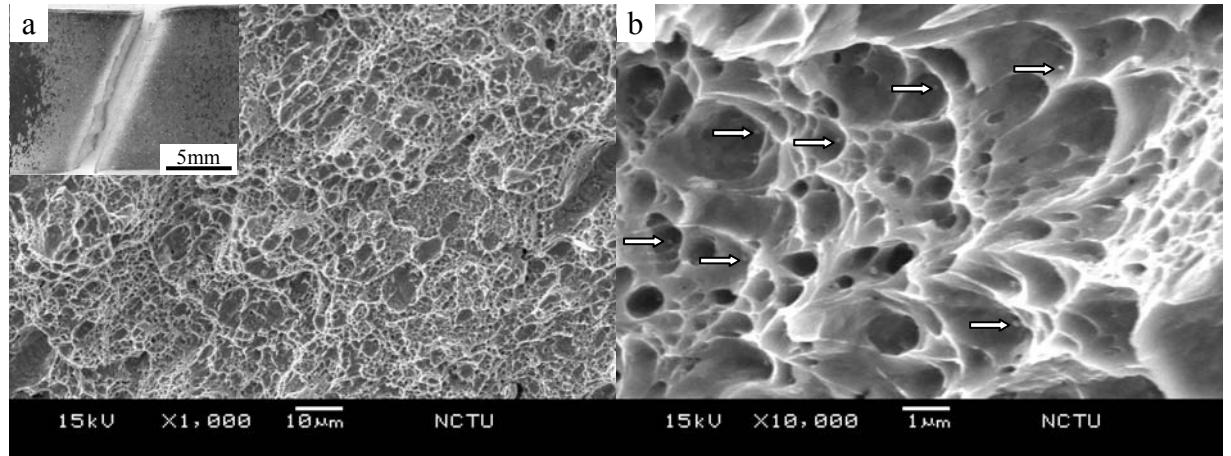


圖 4-112 旋形 C-250 麻時效鋼經 540°C 過時效熱處理之拉伸破斷面：(a)為少量沃斯田鐵破斷相之 SEM 及巨觀破斷形式；(b)為較高延性的旋渦及旋渦內表面已有新的成核生成之破斷顯微結構

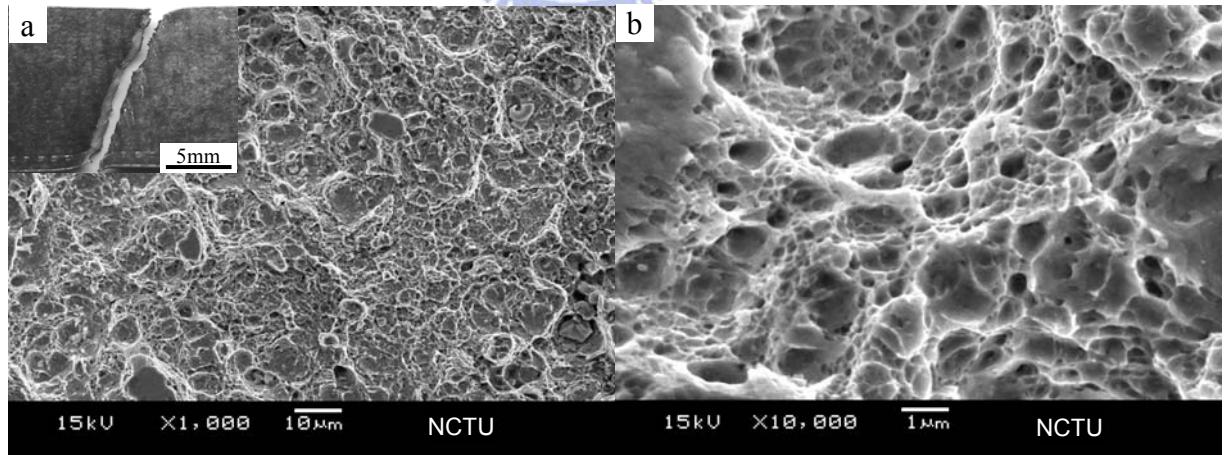


圖 4-113 旋形 C-250 麻時效鋼經 570°C 高過時效熱處理之拉伸破斷面：(a)為多量沃斯田鐵破斷相之 SEM 及巨觀破斷形式；(b)已再結晶為較細小晶粒之破斷顯微結構

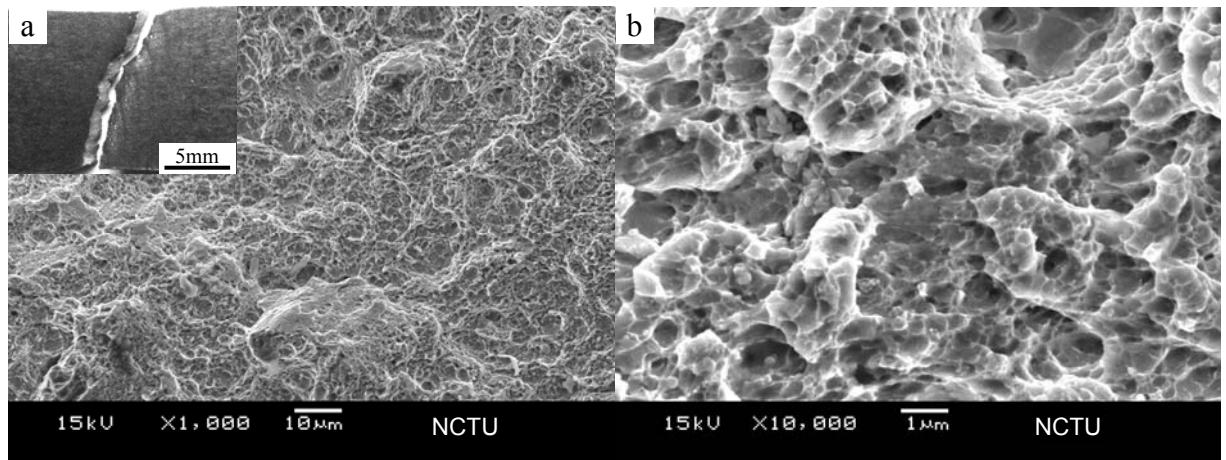


圖 4-114 旋形 C-250 麻時效鋼經 600°C 高過時效熱處理之拉伸破斷面：(a) 為大量沃斯田鐵破斷相之 SEM 及巨觀破斷形式；(b) 為比較細小且均勻的再結晶晶粒之破斷顯微結構



4.7.5 本節結論

1. 旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效溫度熱處理之微硬度量測值均高於 AMS 6520D 規範值。其中 480°C 標準時效溫度為最高(55.3 HRC)， 600°C 過時效溫度為最低(48.1 HRC)。
2. 480°C 時效熱處理因加工硬化及時效析出強化之複合作用下，使拉伸降伏強度及抗拉強度為最大值，分別高於規範值的 28% 及 24%，延伸率 2.9% 為最低。
3. 600°C 高過時效熱處理因析出物粗大化、晶粒細化之再結晶及大量的逆沃斯田鐵生成，使拉伸降伏強度及抗拉強度為最小值，延伸率 7.7% 高於規範值的 208%，為最佳之延伸率。
4. 因大量的旋形冷作加工效應，使再結晶溫度降低至 540°C 時即已發生，且為更細小延性佳的漩渦狀組織形態，且在旋渦內的表面已有新的成核生成。時效溫度為 570°C 及 600°C 之拉伸破斷顯示已佈滿細小晶粒被拔起的小漩渦狀組織形態，使原纖維狀組織結構已再結晶為更細化的晶粒，使強度大幅下降及富延性的組織結構。
5. 經微硬度、拉伸、金相及 X-ray 實驗分析結果顯示，在 570°C 過時效溫度以上時，因析出物粗大化及生成多量的逆變態沃斯田鐵(γ)相，使拉伸強度大幅下降，均低於規範值。
6. 旋形麻時效鋼經不同時效熱處理後，均有優良的機械性質。由 X-ray、拉伸實驗及破斷面之結果顯示，在工程應用設計上，以 $480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理為最佳選擇，若需求為較佳的延伸性時，則建議時效熱處理溫度不要高於 540°C 為最佳。

五、結論

高強度 C-250 麻時效鋼經順流旋形冷作加工為精密無縫的薄形管件，經電子束鋸接與時效熱處理製程後延伸率嚴重不足。經本研究規劃設計以不同旋形加工量、鋸前消除加工應力、降低電子束熱輸入量、低熱量電子束熱處理、不同時效溫度熱處理及高溫環境試驗等有系統的實驗與分析，已獲得重大的突破，解決當前旋形麻時效鋼鋸後延伸率嚴重偏低的瓶頸。其重要關鍵實驗結果及建議摘要分述如下：

5.1 旋形加工量

1. 麻時效鋼的硬度與拉伸強度隨著旋形加工量而增加，延伸率則相對下降。經 79% 旋形加工後有 15% 的加工硬化增益效果，並可使降伏強度大幅提升 40%，延伸率則下降 28%。實驗結果顯示，麻時效鋼在固溶狀態下適合應用順流旋形加工製程，具有穩定及提升機械性質的優良特性。
2. 不同旋形加工量經 480°C 時效熱處理後，因加工硬化與析出強化的複合作用，可使 79% 旋形加工量的拉伸強度提高 12%，延伸率則大幅下降 31%，雖然材料延伸率降至最低點，但仍然符合 AMS 6520D 規範規格。

5.2 旋形量與電子束鋸接

1. 麻時效鋼電子束鋸件的拉伸強度隨著旋形加工量增加，延伸率則相對下降。經 79% 旋形加工的電子束鋸件，可使拉伸降伏強度提升 33%，延伸率則大幅下降 66%。
2. 不同旋形加工電子束鋸件，經 480°C 時效熱處理後，拉伸強度會隨著加工量而增加，且均高於規範值，但延伸率均未符合規範規格，同時隨著加工量增加而大幅下降。79% 旋形鋸件經時效熱處理後，延伸率僅有規範值的 48%。

5.3 錛前應力消除及低熱輸入量電子束錛接

1. 旋形麻時效鋼經高熱輸入量電子束錛接後，錛道內由於合金成份的偏析，會使逆變態沃斯田鐵生成溫度降低，導致在正常的 480°C 時效熱處理後，錛道晶界間生成多量(11%)的逆沃斯田鐵池，使強度及延伸率降低，對錛件機械性質造成負面的影響。
2. 降低電子束 26% 热輸入量，可有效的縮小錛道及熱影響區 35% 及 44% 的截面積，同時可大幅減少錛道內 55% 的逆變態沃斯田鐵池生成。
3. 錛前消除應力與低熱輸入量的電子束錛接製程，經 480°C 時效熱處理後，可有效提升拉伸強度 10-12%，最值得關注的平均延伸率則可大幅提升 108%，符合規範值規格 2.5%。

5.4 錛接前、後低熱量電子束熱處理

1. 高旋形冷作加工量麻時效鋼，經以低熱輸入量電子束之錛前預熱及錛後續熱製程，因過多的熱量輸入，熱影響區太寬及晶粒粗大化，強度及延伸率(2.2%)受到限制。
2. 大量旋形冷作加工的麻時效鋼電子束錛件，經錛後續熱作用，熱影響區基地已產生再結晶細化的現象，且有析出晶粒由基地成長的初期孕核相，並對錛件延伸率有正面的貢獻。
3. 錛後續熱及 480°C 時效熱處理後，錛道及熱影響區產生複合時效作用，使硬度微量提升，但仍無法有效的消除逆變態沃斯田鐵池的生成。
4. 錛後續熱受到熱輸入的作用影響，其破斷的位置向外推移距錛道中心約 3 mm~4 mm 的 $\alpha' + \gamma'$ 雙相暗浸蝕區。
5. 藉由錛後續熱處理之再結晶的機制及改變破斷位置於相對強度較低及已晶粒細化的暗浸蝕區，而獲得較佳的強度及延伸率。經 480°C 時效熱處理後，拉伸強度高於規範值的 13%，平均延伸率(2.4%)已達規範值的 96%，比一般錛件大幅提升 100%。

5.5 高溫機械性質

1. 旋形麻時效鋼經高溫拉伸實驗，其降伏及抗拉強度僅有 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 均滿足規範規格。在 800°C 時則僅有規範值的 46%~47% 為最低。在 400°C 條件時延伸率為最低(2.2%)，僅有規範值的 88%。
2. 旋形麻時效鋼電子束鋸件經高溫拉伸實驗，其降伏及抗拉強度僅有 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 均滿足規範值。在 800°C 僅有規範值的 46%~47% 為最低。在 400°C 時延伸率達到最低點(1.16%)，僅有規範值的 46%。
3. 在 $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 高溫拉伸均呈現類似準劈裂破斷的形態，鋸件的破斷處均發生在鋸道內。在 600°C 以上時則為頸縮的破斷形式，鋸件的破斷處則發生在暗浸蝕區外側的母材。
4. 在 $600^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$ 之破斷表面有分散比較深的漩渦狀產生，且有 Ti 元素偏析集中形成破裂的起始點，且在破斷表面的類似皺紋化合物層。

5.6 時效熱處理對延伸率的應用彈性

1. 旋形麻時效鋼經不同時效溫度熱處理後， $450^{\circ}\text{C} \sim 540^{\circ}\text{C}$ 範圍之機械性質均符合規範規格，其中以 480°C 時效熱處理為最佳，因加工硬化及時效析出強化之複合作用，拉伸強度與延伸率分別高於規範值的 24%~28% 及 16%。
2. 因大量的旋形冷作加工效應，使再結晶溫度降低至 540°C 時即已發生，且為更細小延性佳的漩渦組織破斷形態，在漩渦內的表面已有新的成核生成。時效溫度為 570°C 及 600°C 之拉伸破斷顯示，已佈滿細小晶粒被拔起的小漩渦狀組織形態，原纖維狀組織結構已再結晶為更細化的晶粒，使強度大幅下降及富延性的機械性質。
3. 經微硬度、拉伸、金相及 X-ray 實驗分析結果顯示，在 570°C 過時效溫度以上時，因析出物粗大化及生成多量的逆變態沃斯田鐵生成，使拉伸強度大幅下降，均低於規範值。

5.7 設計與製程建議

1. 在工程應用設計上，考量製造的經濟性與易製性，建議採用能符合規範要求及高效率的高旋形加工量的製程，以善用發揮麻時效鋼的優越機械性質。
2. 在工程應用設計上，若以直接鋸接方式，則可考量採用固溶管料、板料，經加工或以低變形量的捲筒製程後再加以鋸接，以獲得鋸件強度及較好的延伸率。或是應用結構設計方式增強鋸接處的強度，以提升整體鋸件的機械性質與應用價值。
3. 經高旋形加工量的麻時效鋼，若直接施以電子束鋸接，導致延伸率偏低，不建議應用在高應變機構或高壓容器。
4. 若以鋸件的整體機械性質及使用的安全彈性，建議經高旋形加工量的麻時效鋼，可採用鋸前 480°C 消除加工應力 + 低(49 J/mm)電子束鋸接熱輸入量 + 480°C 時效熱處理製程，以獲得最佳的機械性質與應用彈性。
5. 在工程應用設計上，建議以鋸件整體機械性質及較小的熱影響區為考量，以鋸後續熱製程為主要選擇應用方法。
6. 旋形麻時效鋼及電子束鋸件具有優良的高溫機械性質，在工程應用設計上，若使用條件為長時間性質，應避免處在 480°C 以上的環境。若使用時間條件為短暫的高溫過程，則可設計考慮應用在較高溫的環境，但材料所受到的實際操作溫度仍然要避免在 540°C 以上，或是在材料表面增加複合材料的絕熱層予以限制溫度及保護。
7. 在工程應用設計上，以 $480^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$ 時效熱處理為最佳選擇，若需求為較好的延伸率時，則建議不要高於 540°C 為最佳。

綜合本研究，固溶 C-250 麻時效鋼適合應用順流旋形加工，製造高縮減率之精密無縫薄形管件，經簡易時效熱處理後具有超高強度及優異的常溫與高溫機械性質。但經高旋形加工量後不宜直接施以電子束鋸接。先前因高(79%)旋形加工及電子束鋸接後，造成延伸率嚴重不足的瓶頸已獲得突破解決，若考量鋸件於日後使用之機械性質與穩定性，建議優先採用「鋸前施以消除加工應力 + 降低熱輸入量電子束鋸接」，或以「鋸後低熱量電子束續熱」製程技術。本研究的重大突破成果，期能為航太科技發展做重大的貢獻。

六、未來研究與發展方向之建議

1. C-250麻時效鋼經高旋形加工後，加工應力對顯微結構所造成的影响，如晶粒纖維化、差排及堆疊之顯微現象及時效析出時的強化機構進行TEM之研究分析，以掌握旋形加工與強化機構的關係。
2. C-250麻時效鋼經高旋形加工量後，晶粒產生高畸變的纖維化及緻密的差排效應，大幅降低材料的延性。建議進行不同溫度及不同時間480°C時效研究分析，以建立與機械性質之關係。
3. 旋形C-250麻時效鋼經降低熱輸入量之直接電子束鍛接後，可有效降低鍛道內逆變態沃斯田鐵池生成量，但仍無法完全消除，致使鍛道強度提升有限。建議對不同熱輸入量電子束鍛道進行合金成份偏析、逆變態沃斯田鐵之顯微組織結構之TEM研究，以建立掌握鍛道顯微組織結構變化與強化機構及機械性質的關係。
4. 旋形C-250麻時效鋼經消除加工應力及降低熱輸入量之電子束鍛接後，可有效提升鍛道強度及延伸率，但仍然於鍛道處斷裂，限制了工程上應用延伸率的彈性。建議進行鍛道截面積與整體鍛件之強度分配最佳化的研究，以透過直接鍛接參數設計方式，以控制鍛道的整體強度，同時提升延伸率的應用彈性。
5. C-250麻時效鋼經高旋形加工後，可使再結晶溫度下降及獲得更細化的晶粒顯微組織，經本研究所得到的溫度是發生在540°C時效熱處理後。建議對高旋形加工量的麻時效鋼進行溫度與晶粒細化及 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相變態的研究，以獲得旋形量與晶粒細化顯微結構及相變化對機械性質的影響。
6. 高旋形加工量C-250麻時效鋼，經低熱量的電子束在鍛道施以熱處理製程，經擴大熱影響區的面積來改變鍛件破斷的位置，距離鍛道中心約3 ~4 mm的 $\alpha' + \gamma'$ 雙相暗浸蝕區。建議：(1) $\alpha' + \gamma'$ 雙相暗浸蝕區對日後應用環境條件的限制與影響；(2)鍛後與續熱處理的時間間隔(沃斯田鐵～麻田散鐵)對機械性質的影響；(3)續熱處理使鍛道再結晶對機械性質影響及顯微組織結構TEM研究分析。經由以上的再深入研究，以獲得最佳化的鍛接控制因子與機械性質，及 $\alpha' + \gamma'$ 析出區對日後鍛件的負面影響與預防措施。

7. 旋形麻時效鋼經高溫拉伸實驗，在 400°C 條件時延伸率為最低，並隨著過時效溫度增加而強度下降。建議進行 300°C ~ 480°C 之顯微組織 TEM 研究，以瞭解析出強化機構與機械性質的關係。進行 480°C 於不同保持時間對機械性質的影響，以研究高旋形加工之纖維化顯微組織結構在 480°C 高溫的影響。



七、參考文獻

1. G. E. Linnert, "Welding metallurgy-carbon and alloy steels," American Welding Society, New York, 3rd ed., pp. 517-570, 1967.
2. S. Floreen, "Metals handbook," Metals Park, OH, American Society for Metals, 9th ed., Volume 1, pp. 445-452, 1978.
3. M. Ahmed, H. Ayub, I. Nasim, F. H. Hashmi and A. Q. Khan, "Influence of annealing on texture and magnetic-properties of 18-percent nickel, 2400 MN M⁽⁻²⁾ grade maraging-steel," Materials Science and Technology, 11(12c), pp. 1281-1286, 1995.
4. A. M. Hall and C. J. Slunder, "The metallurgy, behavior, and application of the 18-percent nickel maraging steels," NASA Report SP-5051, Washington, D.C., 1968.
5. J. J. Pepe and W. F. Savage, "Effect of constitutional liquation in 18-Ni maraging steel weldments," Welding Research Supplement, Volume 9, pp. 411s-422s, 1967.
6. F. Habiby, A. ul Haq and A. Q. Khan, "The properties and applications of 18% nickel maraging steels," Technology review, Mat Tech 9, pp. 247-252, 1994.
7. F. H. Lang and N. Kenyon, "Welding of maraging steels," Welding Research Council Bulletins 159, coordinating research and development for industry, February 1971, Last Update February 2005.
8. 李義剛, 「熱處理對流旋型麻時效鋼 EBW 錄件顯微組織與機械性質之影響」, 國立交通大學, 博士論文, 民國 91 年 12 月。
9. I.K. Lee, C.P. Chou, C.M. Cheng and I.C. Kuo, "Effect of stress relief on microstructure and mechanical properties of flow formed maraging steel weldment by electron beam welding," Science and Technology of Welding and Joining, Volume 8, Number 3, pp. 221-227(7), 2003.
10. 李衍榮, 李義剛, 龔明覺, 周長彬, 「板條狀顯微組織對流旋形麻時效鋼 EBW 錄件之機械性質影響」, 錄接與切割, 第十四卷第一期, 24-33 頁, 民國 93 年 3 月。

11. 李衍榮，「板條狀顯微組織對流旋形麻時效鋼 EBW 錄件之機械性質影響」，國立交通大學，碩士論文，民國 93 年 2 月。
12. 周長彬，蔡丕椿，郭央謙，錄接學，全華科技圖書股份有限公司，台北市，民國 88 年。
13. ASM Handbook, Welding, Brazing and Soldering, "Electron beam welding and laser beam welding," Volume 6, pp. 254-269, 1997.
14. 黃文彬，蔡履文，「18% 麻時效鋼錄件低應變速率氫脆特性」，錄接與切割，第七卷第四期，1-13 頁，民國 86 年 7 月。
15. 李遠明，「超高強度麻時效鋼之不加填料錄接研究」，國立台灣大學，碩士論文，民國 77 年 6 月。
16. S. Floreen and R. F. Decker, "Heat treatment of 18% Ni maraging steel," Transactions of the American Society for Metals, Volume 55, pp. 518-530, 1962.
17. Vascomax T-200/T-250/T300 data sheet, Teledyne Vasco, Latrobe, PA. pp. 2-3, 1985.
18. J. E. Campbell, F. J. Barone, and D.P. Moon, "The mechanical properties of the 18 per cent nickel maraging steels," DMIC Report 198, pp. 7-12, February, 1964.
19. 王文雄，「析出硬化合金之熱處理」，熱處理專輯，77-83 頁，民國 70 年。
20. F. H. Charles, Jr. and S. Timothy, "Thomas mechanical property characterization of VASCOMAX T-250," U.S. Army Materials Technology Lab. AD-A172891.
21. 許敦年，「18Ni(350)麻時效鋼的顯微組織及機械性質研究」，國立台灣大學，碩士論文，民國 70 年 6 月。
22. C. Yang, "Influence of heat treatment technology on structure and property of maraging steel," Harbin University of Science and Technology, Master thesis, June 2005.
23. AMS 6512C, Steel Bars, forgings, Tubing, and rings 18Ni - 7.8 Co - 4.9Mo - 0.40Ti - 0.10Al, consumable electrode vacuum melted, Annealed, Aerospace material specification, SAE international, Revised 1 July 1991.

24. N. Kenyon, "Effect of austenite on the toughness of maraging steel welds," Welding Research Supplement, Volume 47, pp. 193S-198S, 1968.
25. S. J. Kim and C. M. Wayman, "Strengthening behaviour and embrittlement phenomena in Fe-Ni-Mn-(Ti) maraging alloys," Materials Science and Engineering A, Volume A207, pp. 22-29, 1996.
26. C. N. Park and Y. G. Kim, "Effects of repeated thermal cyclings on the transformation behaviour, microstructure and mechanical properties in a cobalt-free tungsten-containing maraging steel (W-250)," Materials Science and Engineering A, Volume A123, Number 2, pp. 255-260. 1990.
27. R. F. Decker, J. T. Eash and A. J. Goldman, "18% Nickel maraging steel," Transactions of the American Society for Metals, Volume 55, pp. 58-76, 1962.
28. D. Kalish and H. J. Rack, "Thermal embrittlement of 18 Ni /350/ maraging steel," Metallurgical Transactions, Volume 2, pp. 2665-2672, 1971.
29. J. D. Verhoeven, "Fundamentals of physical metallurgy [M]," John Wiley and Sons Inc, New York, pp. 518-524, 1975.
30. X. Li and Z. Yin, "Reverted austenite during aging in 18Ni(350) maraging steel," Materials Letters, Volume 24, Issue 4, pp. 239-242, 1995.
31. J. M. Chilton and C. J. Barton, "Identification of strengthening precipitates in 18 Ni(250) Al, V, and Ti maraging steels," Transactions of the American Society for Metals, Volume 60, pp. 528-542, 1967.
32. A. Goldberg, "Morphology of martensite formation in a 300 grade maraging steel," Transactions of the American Society for Metals, Volume 62, pp. 219-229, 1969.
33. G. Thomas, I. L. Cheng and J. R. Mihalisin, "Precipitation in Fe-Ni-Co alloys," Transactions of the American Society for Metals, Volume 62, pp. 852-857, 1969.
34. B. Francis, "Increasing the fracture toughness of a maraging steel type alloy," Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 7, Number 2, pp. 465-468, 1976.

35. B. G. Reisdorf, "Identification of precipitates in 18, 20, and 25% nickel maraging steels," Transactions of the American Society for Metals, Volume 56, pp. 783-786, 1963.
36. J. Baker and P. R. Swann, "The hardening mechanism in maraging steels," Transactions of the American Society for Metals, Volume 57, pp. 1008-1011, 1964.
37. R. K. Pitler and G. S. Ansell, "Precipitation in a high-nickel maraging steel," Transactions of the American Society for Metals, Volume 57, pp. 220-246, 1964.
38. J. M. Pardal, S. S. M. Tavares, M. P. Cindra Fonseca, H. F. G. Abreu and J. J. M. Silva, "Study of the austenite quantification by X-ray diffraction in the 18Ni-Co-Mo-Ti maraging 300 steel," Journal of Materials Science, pp. 2301- 2307, 2006.
39. D. R. Squires and E. A. Wilson, "Effect of cobalt on impact toughness of steels," Materials Science and Technology, Volume 10, Number 1, pp. 52- 55, 1994.
40. D. A. Corigan, "Gas-shield arc welding of 18% nickel maraging steel," Welding Research Supplement, pp. 289-294, 1964.
41. 盧禎發, 「T-300 超高強度麻時效鋼鋸件之機械特性研究」, 國立台灣大學, 碩士論文, 民國82年6月。
42. Z. Guo and W. Sha, "Modeling the correlation between processing parameters and properties of maraging steels using artificial neural network," Computational Materials Science, Volume 29, pp. 12-28, 2004.
43. 鄭景弘, 「C-250麻時效鋼鋸件之機械性質研究與熱處理之影響」, 國立交通大學, 碩士論文, 民國87年6月。
44. 鄒松林, 「18%Ni(300ksi 級)麻時效鋼之研究」, 中正理工學院, 碩士論文, 民國70年6月。
45. K. Soeno and M. Tsuchiya, "Effect of aging condition of tensile properties of iron-nickel-titanium maraging steel," Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Volume 22, Number 11, pp. 848-853, 1982.

46. D.T. Peters and C.R. Cupp, "The kinetics of aging reactions in 18 pct Ni maraging steels," Transactions of the Metallurgical Society of AIME, Volume 236, pp. 1420-1429, 1966.
47. I. K. Lee, C. P. Chou, C. M. Cheng and I. C. Kuo, "Effect of aging treatment on the mechanical properties of C-250 maraging steel by flow forming," Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12(1), pp. 41-47, 2003.
48. 李衍榮, 李義剛, 龔明覺, 周長彬, 「板條狀顯微組織對流旋形麻時效鋼後熱處理之機械性質影響」, 金屬熱處理, 第八十期, 18-26 頁, 民國 93 年 3 月。
49. D. T. Peters, "A study of austenite reversion during aging of maraging steels," Transactions of the American Society for Metals, Volume 61, Number 1, pp. 62-74, 1968.
50. H. J. Rack and D. Kalish, "The strength and fracture toughness of 18 Ni (350) maraging steel," Metallurgical Transaction Volume 2, Number 11, pp. 3011-3020, 1971.
51. P. R. Narayanan, K. Sreekumar, A. Natarajan, and P. Sinha, "Metallographic investigations of the heat-affected zone II/parent metal interface cracking in 18Ni maraging steel welded structures," Journal of Materials Science, Volume 25, Number 11, p4587-4591, 1990.
52. K. V. Rajkumar, B.P.C. Rao, B. Sasi, Anish Kumar, T. Jayakumar, Baldev Raj and K.K. Ray, "Characterization of aging behaviour in M250 grade maraging steel using eddy current non-destructive methodology," Materials Science & Engineering A, Volume 464, pp. 233-240, 2007.
53. D. A. Colling, "Martenste-to-austenite reverse transformation in Fe-Ni-Co alloys," Metallurgical Transactions, Volume 1, pp. 1677-1682, 1970.
54. R. A. Covert and E. P. Sadowski, "Effect of heat treatment on stress corrosion cracking behavior of cast 17 percent nickel maraging steel," 22nd Annual NACE Conference, Miami Beach, Fla., April 1966.
55. E. P. Sadowski, "Effect of heat treatment on properties and microstructure in thin and heavy sections of 17 percent nickel maraging steel," AFS Congress, Pittsburgh, Pa., May 1966.

56. C. S. Carter, "The effect of heat treatment on the fracture toughness and subcritical crack growth characteristics of a 350-grade maraging steel," Metallurgical Transactions, Volume 1, pp. 1551-1559, 1970.
57. H. R. Gray and A. R. Troiano, "How hydrogen affects maraging steel," Metal Progress, Volume 85 Number 4, pp. 75-78, 1964.
58. C. E. Witherell, and W. A. Fragetta, "Weldability of 18% nickel steel," Welding Journal, Research supple, Volume 41, pp. 481s-487s, 1962.
59. F. D. Duffey, and W. Sutar, "Submerged-arc welding of 18% nickel maraging steel," Welding Journal, Research supple, Volume 44(6), pp. 251s-263s, 1965.
60. 鄭前鵬, 「T-200麻時效鋼雷射鋸件之氫脆敏感性研究」, 國立台灣大學, 碩士論文, 民國87年6月。
61. 黃文彬, 「麻時效鋼雷射鋸件之低應變速率氫脆化研究」, 國立台灣海洋大學, 碩士論文, 民國85年6月。
62. A. C. Tabatchikov, A. V. Pryakhin and T. I. Tabatchikov, "Effect of composition of an efficiently alloyed maraging deposited metal on hot cracking," Svar. Proiz., Number 8, pp. 25-26, 1982.
63. N. Bailey and C. Roberts, "Maraging steel for structural welding," Welding journal, pp. 15-28, 1978.
64. D. A. Canonico, "Gas metal-arc welding of 18% nickel maraging steel," Welding journal, Volume 43, pp. 433s-442s, 1964.
65. U. K. Viswanathan, G.K. Dey, and V. Sethumadhavan, "Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18 Ni (350) maraging steel," Materials Science and Engineering A, Volume 398, pp. 367-372, 2005.
66. Z. Guo, W. Sha and D. Li, "Quantification of phase transformation kinetics of 18 wt.% Ni C250 maraging steel," Materials Science and Engineering A, Volume 373, pp. 10-20, 2004.
67. A. Ali, M. Ahmed, F. H. Hashmi, and A. Q. Khan, "Austenite reversion in cold formed 18 wt-% Ni 350 grade maraging steel," Materials Science and Technology, Volume 10, Number 2, pp.97-101, 1994.

68. Y. Arata, M. Tomie and S. Katayama, "Weldability of 18% Ni maraging steel (HT210)," Transactions of Joining and Welding Research Institute, Volume 14, Number 1, pp.97-106, 1985.
69. P. H. Salmon Cox, A. J. Birkle, B.G. Reisdorf, and G. E. Pellissier, "An investigation of the mechanical properties and microstructures of 18 Ni (250) maraging steel weldments," Transactions of the American Society for Metals, Volume 60, Number 2, pp. 125-143, 1967.
70. Z. Paley, "The heat treatment of 18% Ni maraging steel weld metal," Welding Research Supplement, pp. 245s-252s, 1969.
71. G. Ray and D. Yilmaz, Lefiell manufacturing company matthew fonte, Dynamic flowform Inc. Richard P. Keele, Freelance engineer, Metalworking, Bulk Forming, "Flow Forming," ASM Handbook, Volume 14A, pp. 516-521, 2005.
72. C. H. Wick, "Chipless machining," Manufacturing Engineering, Volume 1, pp. 73-77, 1978.
73. 楊永盛, 「旋壓成型加工技術(上)」, 機械技術月刊, 145-150頁, 民國75年4月。
74. 孫觀, 鍾樹模, 楊永盛, 廖文榮, 「流旋形加工技術製造高精度高強度薄管之探討(一)順流旋型法」, 中國機械工程學會第二屆學術研討會, 621-629頁, 高雄市, 民國74年10月5日。
75. 孫觀, 鍾樹模, 楊永盛, 廖文榮, 「流旋形加工技術製造高精度高強度薄管之探討(二)逆流旋型法」, 中國機械工程學會第二屆學術研討會, 631-637頁, 高雄市, 民國74年10月5日。
76. 洪祖昌, 「電子束鋸接接術」, 機械月刊, 第五卷第三期, 117-122頁, 民國68年3月。
77. 洪榮哲, 「電子束鋸接法」, 機械月刊, 第十一卷第十一期, 100-106頁, 民國74年11月。
78. 王總守, 「電子束鋸接加工原理及其應用」, 機械月刊, 第廿卷第五期, 254-269頁, 民國83年5月。
79. F. Smith and J. Milewski, "Electron beam welding comes through in exacting job," Welding Journal, Volume 80, Number 6, pp. 43-46, 2001.

80. J. F. Lancaster, The physics of welding, Pergamon press Inc., New York, pp. 268-285, 1984.
81. 姜志華, 蔡金譯, 鋸接冶金概論, 徐氏基金會, 台北市, 民國76年。
82. 李義剛, 許覺良, 周長彬, 「固溶處理對流旋型麻時效鋼電子束鋸接後之顯微組織影響」, 鋸接與切割, 第十二卷第六期, 25-32頁, 民國91年。
83. H. B. Cary, Modern welding technology, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, pp. 419-426, 1979.
84. J. W. Giachino, "Arc welding," American Technical Society, Chicago, p. 163, 1977.
85. J. F. Lancaster, handbook of structural welding, Abington Publishing, McGraw-Hill Company Inc., New York, 1992.
86. R. E. Reed-Hill and R. Abbaschian, Physical Metallurgy Principles, 3rd edition, PWS Publishing Company, Boston, 1994.
87. 李義剛, 吳家振, 許覺良, 周長彬, 「麻時效鋼C-250流旋型後熱處理對機械性質的影響」, 金屬熱處理, 第六十七期, 14-22頁, 民國89年12月。
88. 林英志, 「晶粒細化與熱處理對沃斯田相鐵鋁錳碳合金顯微組織及機械性質的影響」, 技術學刊, 第七卷第二期, 1992年。
89. 杜德林, 金屬力學性能, 機械工業出版社, 二版, 2002年7月。
90. Y. Katz, H. Mathias and S. Nadiv, "The mechanical stability of austenite in maraging steels," Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 14, Number 4, pp. 801-808, 1983.
91. 羅鴻, 「晶粒尺寸對18Ni 馬氏體時效鋼力學性能的影響」, 材料科學與工藝, 第八卷第一期, 59-62頁, 2000年。
92. 潘家君, 「鎳基超合金的鋸接性」, 機械月刊, 第二十三卷第六期, 民國86年。
93. AMS 6520C, Steel, Maraging, Sheet, Strip, and plate 18Ni- 7.8Co-4.9Mo-0.40Ti-0.10Al, consumable electrode melted, Solution heat treated, Aerospace material specification, SAE international, Revised June 1995.

94. AMS 6520D, Steel, Maraging, Sheet, Strip, and plate 18Ni - 7.8Co - 4.9Mo - 0.40Ti - 0.10Al, consumable electrode melted, Solution heat treated-UNS K92890, Aerospace material specification, SAE international, Reaffirmed Non-current February 2006.
95. C. R. Shamantha, R. Narayanan, K. J. L. Iyer, V. M. Radhakrishnan, S. K. Seshadri, S. Sundararajan and S. Sundaresan, "Microstructural changes during welding and subsequent heat treatment of 18Ni (250-grade) maraging steel," Materials Science and Engineering A Volume 287, pp. 43–51, 2000.
96. H. F. G. Abreu, S. S. M. Tavares, J. J. M. Silva, J. W. A. Menezes and A. D. Bruno, "The influence of an intermediate austenitization heat treatment in the texture of cold-rolled and aged 18% Ni maraging steel," Materials Characterization, Volume 52, Issue 3, pp. 203-207, 2004.
97. R. Kapoor, L. Kumar and I. S. Batra, "A dilatometric study of the continuous heating transformations in 18wt.% Ni maraging steel of grade 350," Materials Science and Engineering A Volume 352, pp. 318-324, 2003.
98. E. Schmid and W. Boas, "Plasticity of crystals," with special reference to metals, F. A. Hughes and Co., London, 1950.
99. J. E. Bailey and P. B. Hirsch, "The recrystallization process in some polycrystalline metals," Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences, Volume 267, Number 1328, pp.11-30, 1962.
100. D. R. Askel and P. P. Phule, The science and engineering of materials, fifth ed., Thomson, Canada, 2006.