

## 4.5 時效熱處理對旋形 C-250 EBW 銲件之機械性質與顯微組織的影響

### 4.5.1 試驗目的與流程

經固溶熱處理後之麻時效鋼具有高韌性、銲接性良好等特性，且可藉由時效熱處理來強化材料的機械性質。電子束銲接屬於高能量密度銲接，具有熱輸入小、銲縫及熱影響區窄等優點，非常適合於旋形麻時效鋼的精密銲接。但文獻[3,4,5,30,66]表示，麻時效鋼經銲接後，銲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，因銲道強化元素的偏析及逆變態沃斯田鐵池生成，使強度及延伸率降低[5,67,68]。

因此，為改善旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件經時效熱處理後，延伸率不足之問題，本節規劃除標準時效熱處理 480 °C/6h/AC 之外，並以過時效熱處理（510 °C、540 °C/6h/AC）之不同條件，藉由析出粒子粗大化提高材料之延伸率，並探討不同時效熱處理條件及逆變態沃斯田鐵對銲道之機械性質與顯微組織之影響，期能以最適化之時效熱處理製程獲得最佳之機械性質。本試驗流程如圖 4-26 所示。

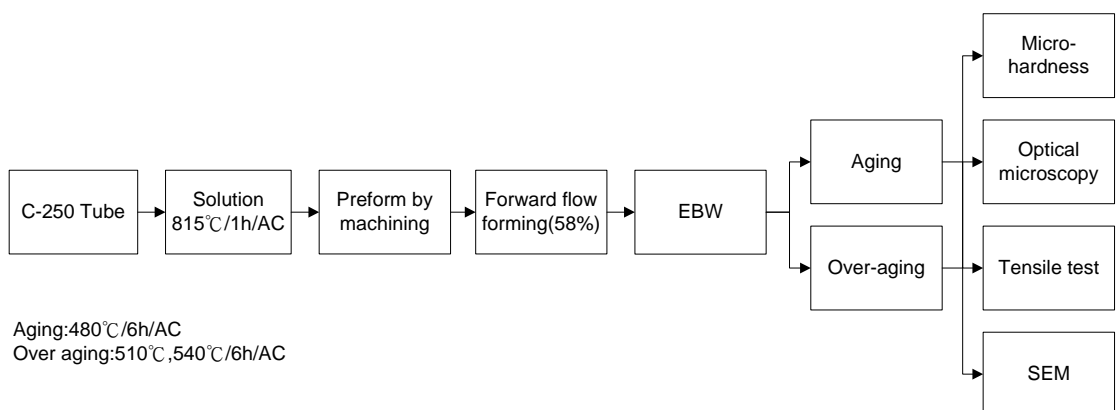


圖 4-26 時效熱處理對旋形 C-250 麻時效鋼 EBW 銲件影響之試驗流程

#### 4.5.2 微硬度量測與顯微組織觀察

C-250 麻時效鋼經 58% 壁厚縮減率之順流旋形加工後，施以 EBW，量測其截面平均微硬度值分佈，如圖 4-27 所示。由曲線圖中顯示，銲道部分與母材相比已有明顯降低，且恢復至接近未旋形前之硬度，呈現非均勻水平的杯狀分佈。

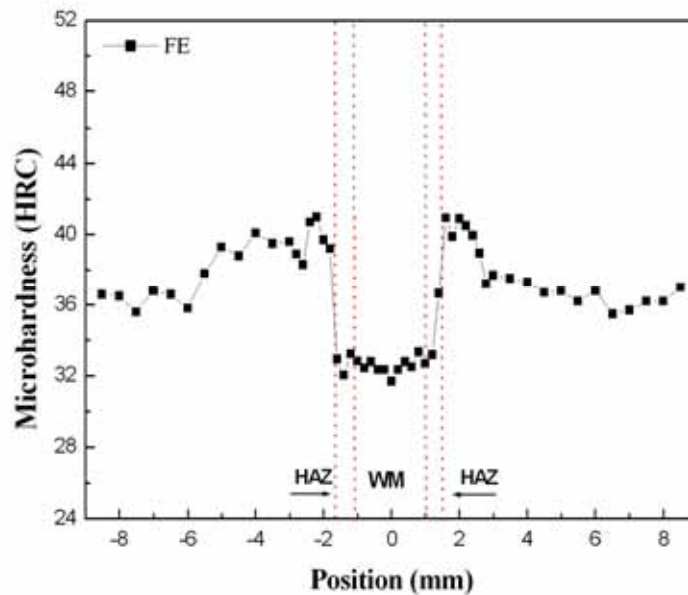


圖 4-27 旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件微硬度分佈值

由圖 4-28 C-250 之電子束銲件相關位置與相圖的溫度關係示意圖 [5] 中可以了解：當旋形麻時效鋼施以銲接時，銲道溫度高於液相線將基材熔融而達到接合，隨著遠離銲道中心，其尖峰溫度遽降，至粗晶區溫度已降至  $\gamma$  相區域，由於  $\gamma$  相區頗寬，所以反應於熱影響區亦最寬。因尖峰溫度接近熔點，此時冷加工之殘留應力已釋放，而為質軟富有延性之特性，隨著溫度降至  $\gamma$ 、 $\gamma+\alpha$  相線下方，此區域則發生回復或時效效應，其微硬度值高於母材。圖 4-27 顯示，旋形 C-250 EBW 銲件銲道其硬度值約 31~33 HRC，恢復至麻時效鋼未旋形加工前固溶處理的硬度值；熱影響區硬度值隨著接近母材而逐漸增高，且 EBW 銲件母材部份區域發生回復與時效處理的作用，微硬度曲線呈現「U」字型。

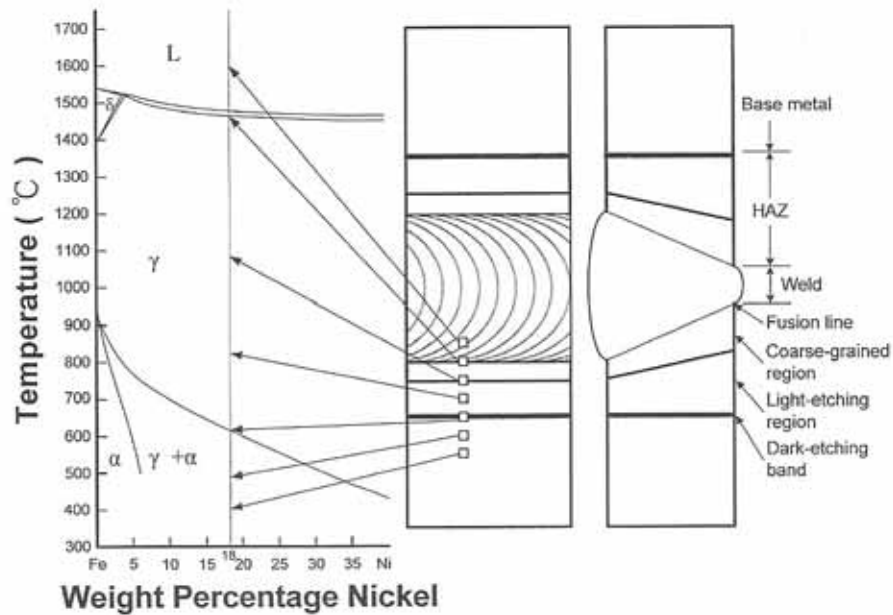


圖 4-28 C-250 之EBW銲件相關位置與相圖的溫度關係示意圖[5]

旋形 C-250 電子束銲件經不同時效熱處理後，經量測其微硬度大幅提升，且呈現非均勻水平滴狀分布，如圖 4-29 所示。然而銲道硬度均低於母材，這主要是強化元素偏析導致時效析出不完全及於晶界間生成逆變態沃斯田鐵，以致銲道硬度比母材低[3,4,5,67,68]。

圖 4-29 為 C-250 電子束銲件經不同時效熱處理之微硬度分佈值，480 標準時效及 510 過時效熱處理，銲道、熱影響區及母材的微硬度值分布非常接近，但仍以 480 時效熱處理之微硬度值較高。過時效溫度 540 ，因析出粒子粗大化及已有微量質軟沃斯田鐵相生成，使硬度下降。

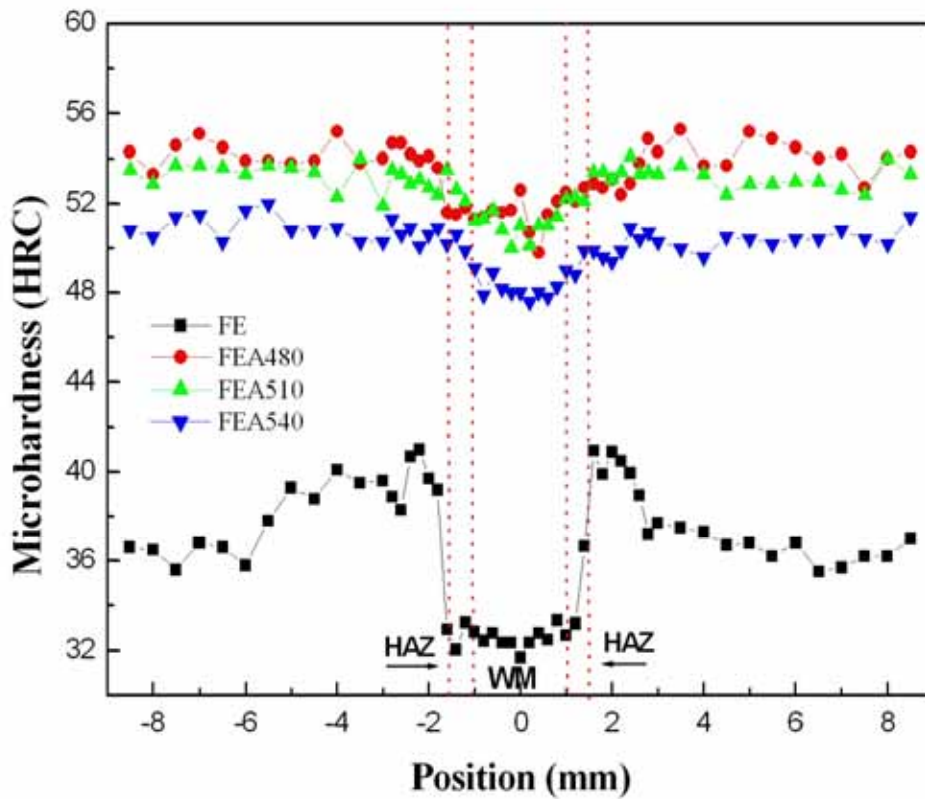


圖 4-29 旋形 C-250 電子束銲件經不同時效熱處理之微硬度分佈值

圖 4-30~圖 4-33 為 58% 旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件及經不同熱處理之金相圖。

**銲道部分：**由圖 4-30 c、d 觀察，58% 旋形 C-250 麻時效鋼經由電子束銲接後之銲道呈現鑄造組織，銲道中間大部份為柱狀及枝狀晶，在高真空環境凝固過程中，先前加工硬化效應已消除，恢復至未旋形加工前的硬度值。根據學者[6]表示，此時麻時效鋼之銲道含有較高的差排密度及少量的沃斯田鐵外，其餘皆為質軟富有延性與母材相同之低碳麻田散鐵基地。圖 4-31 d 觀察，58% 旋形麻時效鋼施以 480 時效

熱處理後，於晶界間可觀察出白色區域，依據學者[4,5]表示，由於逆變態沃斯田鐵池大量奪取基底的硬化元素，使鐳道析出反應不完全，而導致鐳道強度降低。且 R.Kapoor 等學者[69]研究結果也證實，Ni 的偏析會降低逆變態沃斯田鐵發生的開始溫度，導致麻時效鋼電子束鐳件，在 480 時效溫度即會生成逆變態沃斯田鐵。當溫度達 540 時，仍無法有效消除鐳道逆變態沃斯田鐵相。

**粗晶區：**隨著由鐳道向母材方向，其尖峰溫度坡度下降，硬度值隨溫度降低而漸增。由圖 4-28 所示，粗晶區溫度鐳接時受熱加溫至  $\gamma$  相區域上半部位置，空冷後皆再結晶成粗大麻田散鐵組織（圖 4-30 e、圖 4-31 e、圖 4-32 e、圖 4-33 e），接近鐳道融熔線之晶粒因受高溫熔融熱影響，故析出之晶粒尺寸亦愈粗大。此區受高溫影響，冷加工之殘留應力已釋放，成為質軟、富延性之特性。從金相圖觀察，58% 旋形麻時效鋼電子束鐳件經不同時效熱處理後，皆為粗大麻田散鐵組織，尺寸變化並不明顯。

**暗浸蝕帶：**熱影響區之暗浸蝕帶因鐳接熱影響，其溫度範圍約 600 ~ 730 間的  $\alpha' + \gamma'$  雙相區內（如圖 4-28 所示）[4]，主要為麻田散鐵組織及有細微的逆變態沃斯田鐵組織，經由浸蝕後金相巨觀呈現黑色帶狀，如圖 4-30 a、圖 4-31 a、圖 4-32 a、圖 4-33 a 所示。

由圖 4-30 a、圖 4-31 a、圖 4-32 a、圖 4-33 a 巨觀觀察 58% 旋形麻時效鋼、時效及過時效之電子束鐳件，暗浸蝕帶以 58% 旋形麻時效鋼電子束鐳件最為明顯。旋形麻時效鋼電子束鐳件經 480、510 及 540 時效熱處理後，暗浸蝕帶則隨著溫度增加愈不明顯。

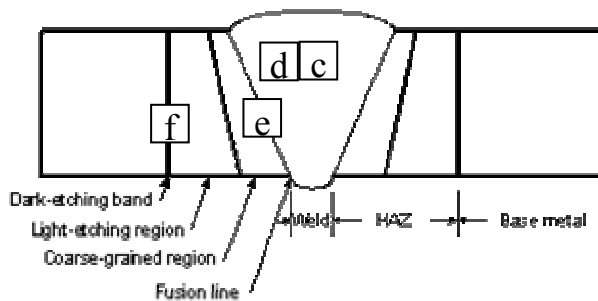
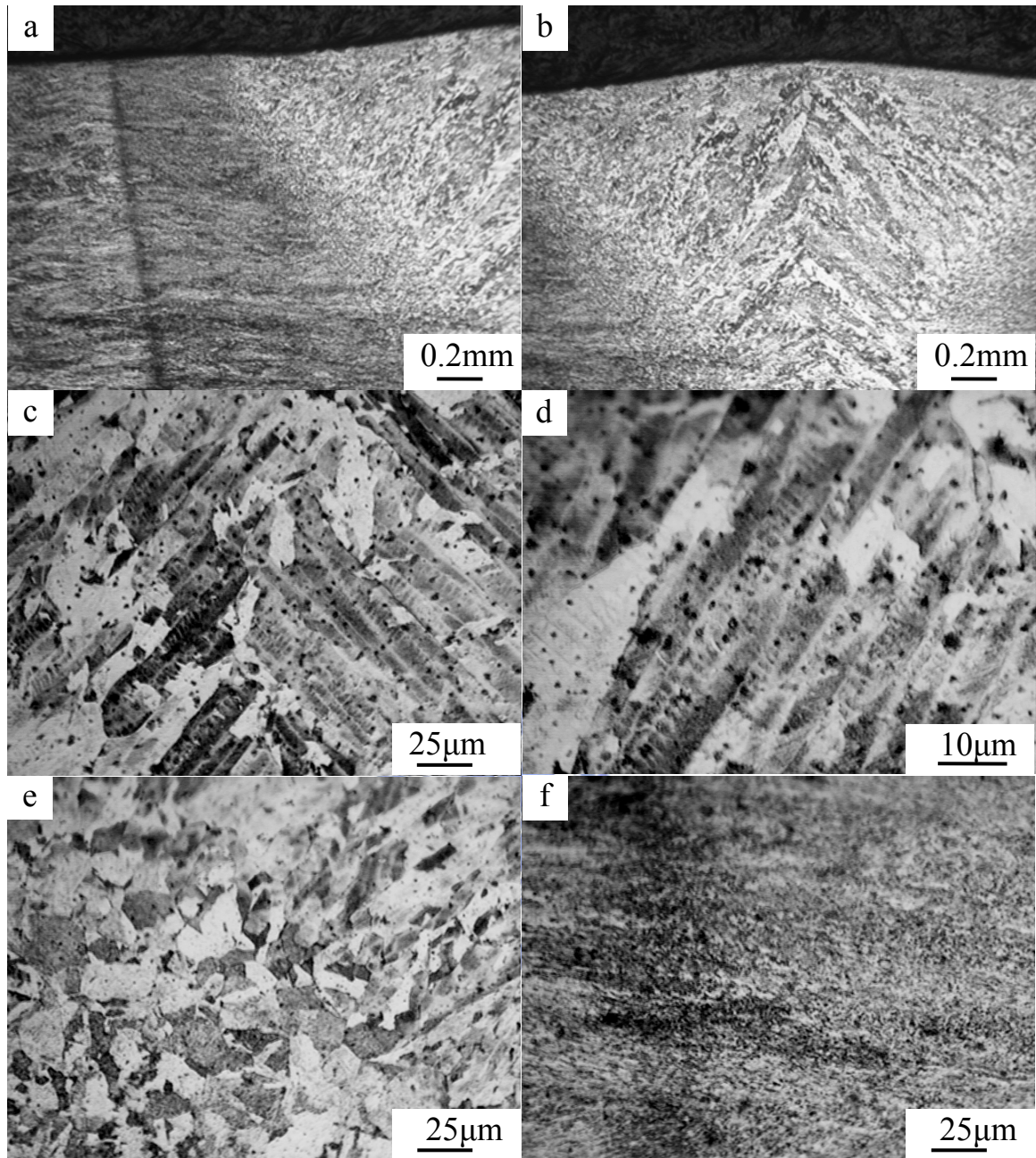


圖 4-30 旋形麻時效鋼電子束銲件之金相圖：(a) 熱影響區巨觀；(b) 銲道巨觀；(c)、(d) 銲道之柱狀晶與枝狀晶顯微組織；(e) 熔融線；(f) 暗浸蝕帶

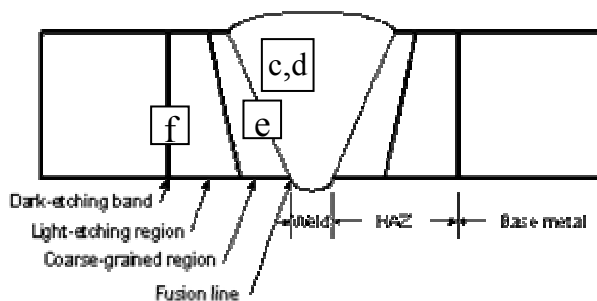
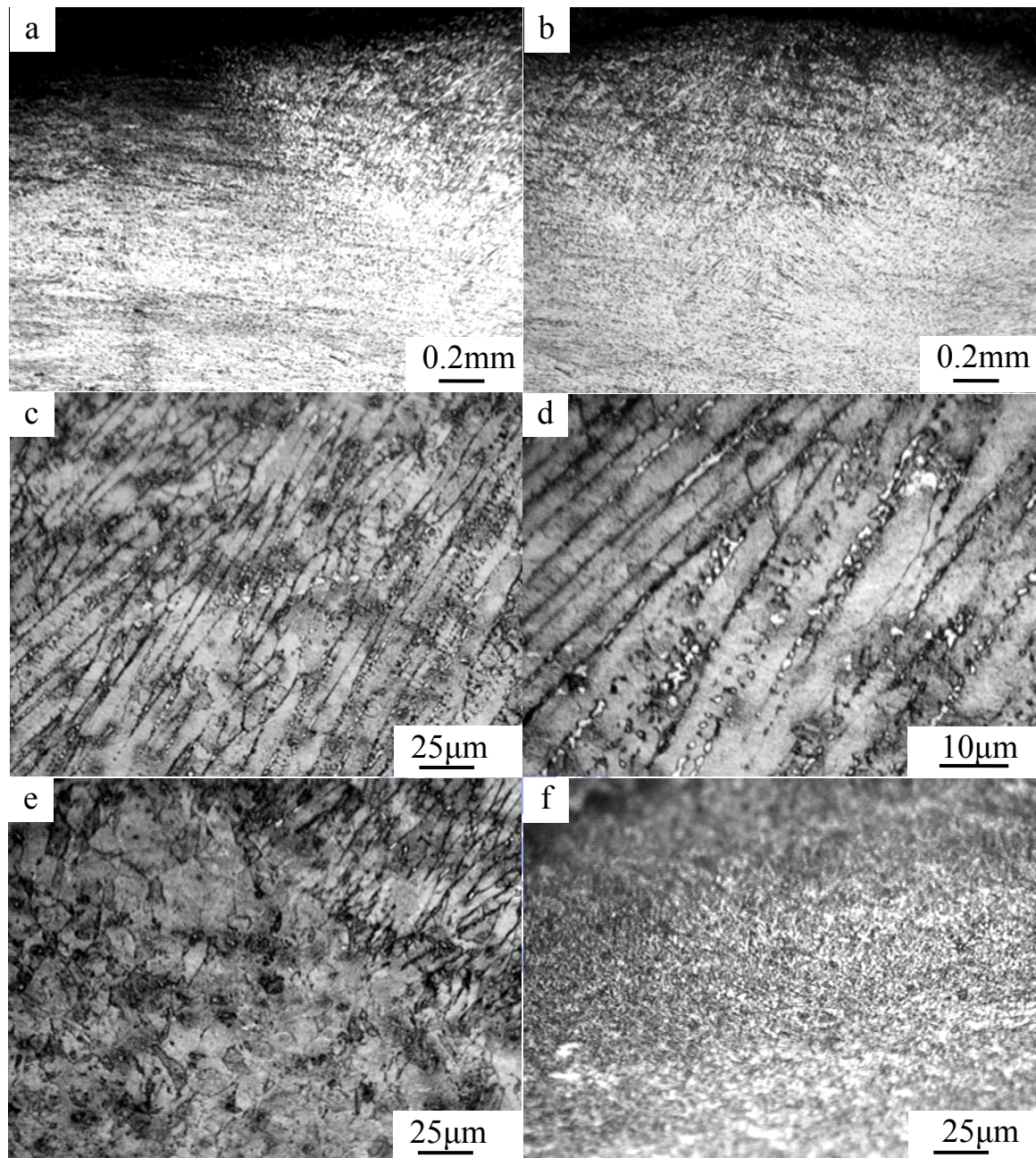


圖 4-31 旋形麻時效鋼電子束銲件經 480 °C/6h/AC 時效熱處理之金相圖：  
 (a) 熱影響區巨觀；(b) 銲道巨觀；(c) 銲道之顯微組織結構；  
 (d) 晶界間逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(e) 熔融線及粗晶區；  
 (f) 暗浸蝕帶

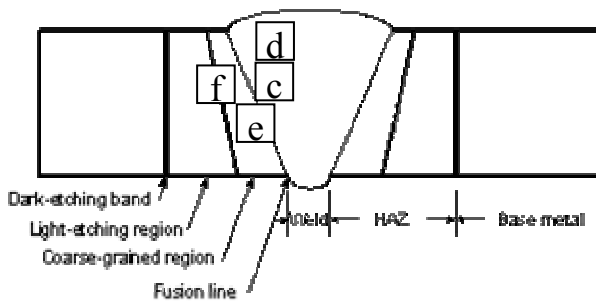
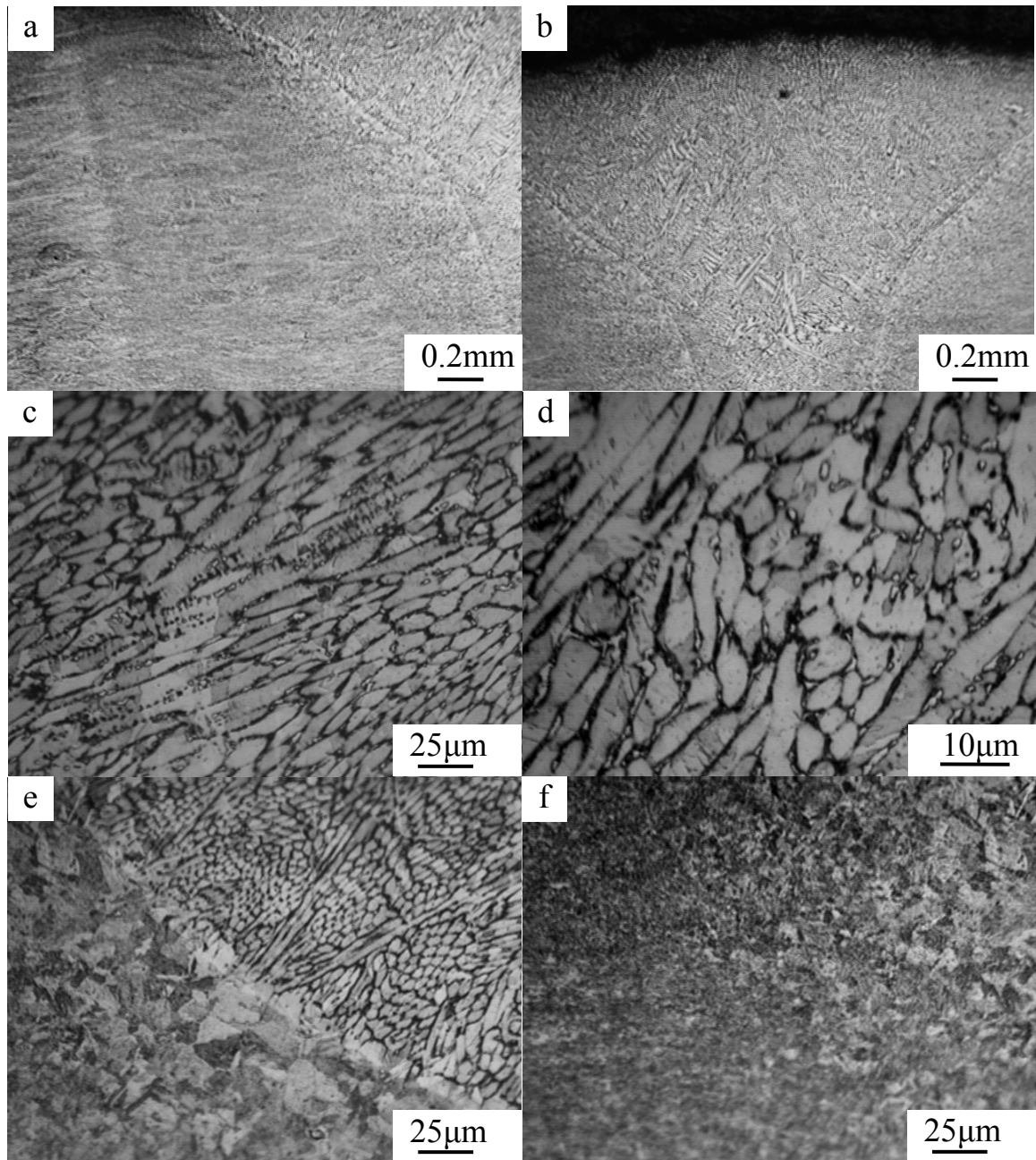


圖 4-32 旋形麻時效鋼電子束銲件經 510 /6h/AC 時效熱處理之金相圖:(a) 熱影響區巨觀;(b) 銲道巨觀;(c) 銲道顯微組織結構;(d) 晶界間逆變態沃斯田鐵顯微組織結構;(e) 熔融線及粗晶區;(f) 熱影響區



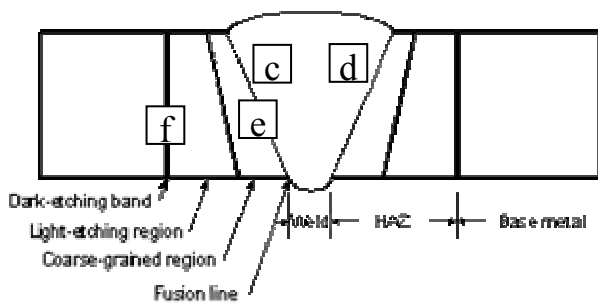
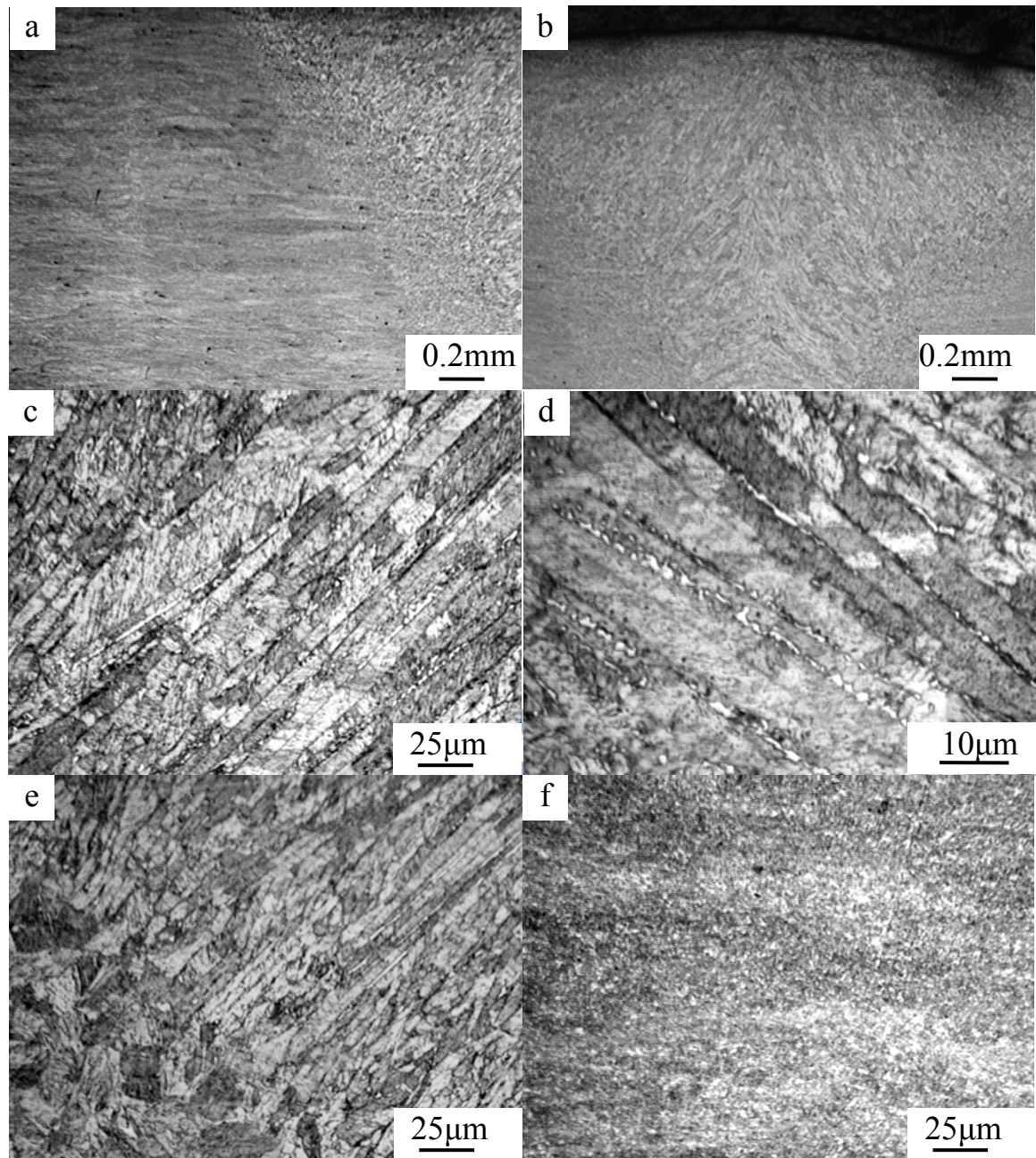


圖 4-33 旋形麻時效鋼電子束銲件經 540 °C/6h/AC 時效熱處理之金相圖：(a) 熱影響區巨觀；(b) 銲道巨觀；(c) 銲道之顯微組織結構；(d) 晶界間逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(e) 熔融線及粗晶區；(f) 暗浸蝕帶

### 4.5.3 機械性質測試結果與分析

表 4-7 為旋形 C-250 麻時效鋼經電子束銲接及不同時效熱處理製程條件後之拉伸機械性質結果。

表 4-7 旋形 C-250 EBW 銲件經不同時效強化熱處理之機械性質

Sample code	(Forming 58%) Heat treating process	YS (MPa) (0.2% offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gage 50.8 mm)
AMS 6520D		1689	1758	2.5
FE	EBW	1048	1162	3.4
FEA480	EBW→aging(480 /6h/AC)	1925	1965	1.7
FEA510	EBW→aging(510 /6h/AC)	1900	1963	2.7
FEA540	EBW→aging(540 /6h/AC)	1775	1873	4.8

由表 4-7 及圖 4-34 顯示，旋形麻時效鋼電子束銲件未經時效硬化處理，延伸率可滿足 AMS 6520D 規範規格，但其降伏強度與抗拉強度分別僅達規格值 62% 及 66%。母材雖因旋形加工硬化作用及熱影響區受到銲接融熔熱擴散效應產生時效硬化，但由於麻時效鋼在經電子束銲接後，銲道形成低碳麻田散鐵組織與少量的沃斯田鐵組織結構，導致銲道強度降低，以致受到拉伸應力作用時，由相對強度較低的銲道處發生破裂，如圖 4-35 a。

麻時效鋼電子束銲件經 480 /6h/AC 時效熱處理後，同樣形成機械強度上升及延伸率下降的趨勢，但降伏強度及抗拉強度卻分別僅高出規範值 14% 及 12%，延伸率（1.7%）卻大幅降低。銲道因為強化合金元素的偏析作用及沃斯田鐵池大量奪取基地硬化元素，使銲道析出強化反應不完全，導致銲道硬度降低[5,67,68]，受到拉伸應力作用時於銲道處發生斷裂。

為獲得旋形麻時效鋼電子束銲件材料強度及延伸率最佳化，藉由提高時效熱處理溫度以析出粒子粗大化及產生微量質軟的逆變態沃斯田鐵提升 C-250 麻時效鋼電子束銲件延伸率。旋形麻時效鋼電子束銲件經 510 /6h/AC 及 540 /6h/AC 時效熱處理後，降伏及抗拉強度

均滿足 AMS 6520D 規範要求，且延伸率分別高出規範值 8%及 92%。由拉伸結果顯示，過時效溫度雖促使微量的逆變態沃斯田鐵生成，降低材料強度，卻可提升鉸件的延伸率。

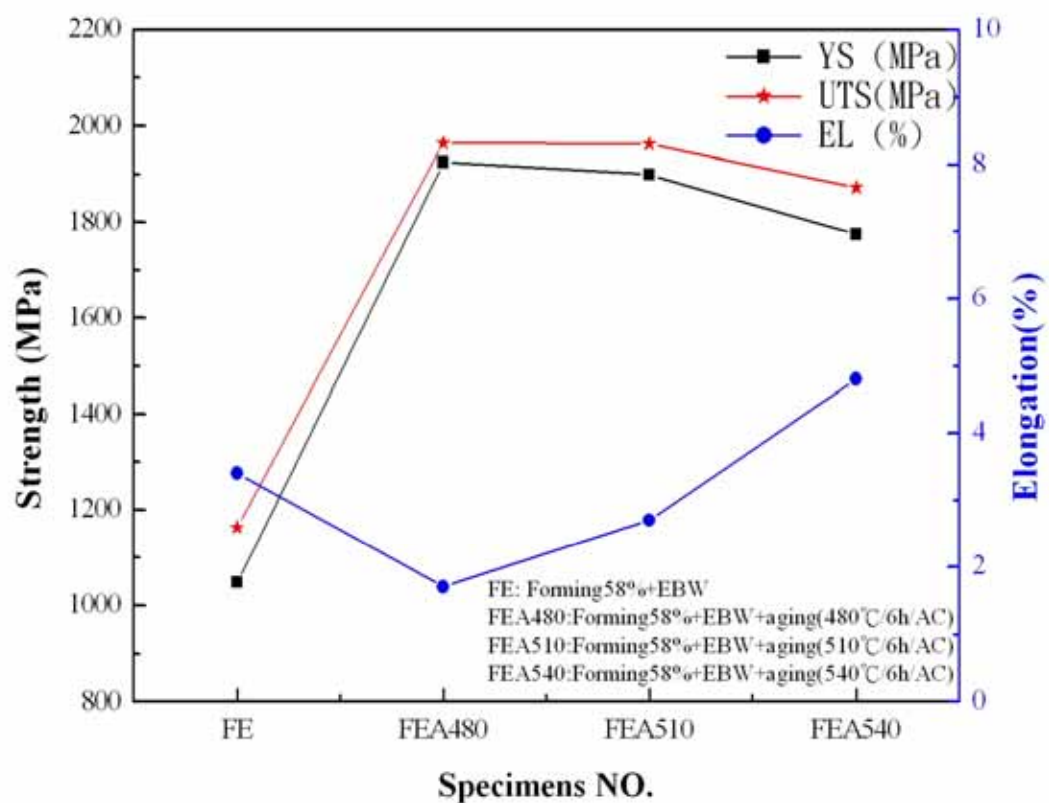


圖 4-34 旋形 C-250 EBW 鉸件經不同時效熱處理之機械性質比較

#### 4.5.4 拉伸破斷面觀察與分析

##### 1. 電子束銲件

圖 4-35 為旋形 C-250 電子束銲件拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-35 a 顯示，破裂發生在質軟的銲道內，呈現大幅頸縮的破裂形式。同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-35 b）顯示，破斷截面呈現大幅頸縮的延性破斷形態。由 SEM 的顯微觀察顯示均為非均勻之漩渦狀顯微組織結構，如圖 4-35 c 及圖 4-35 d 所示。

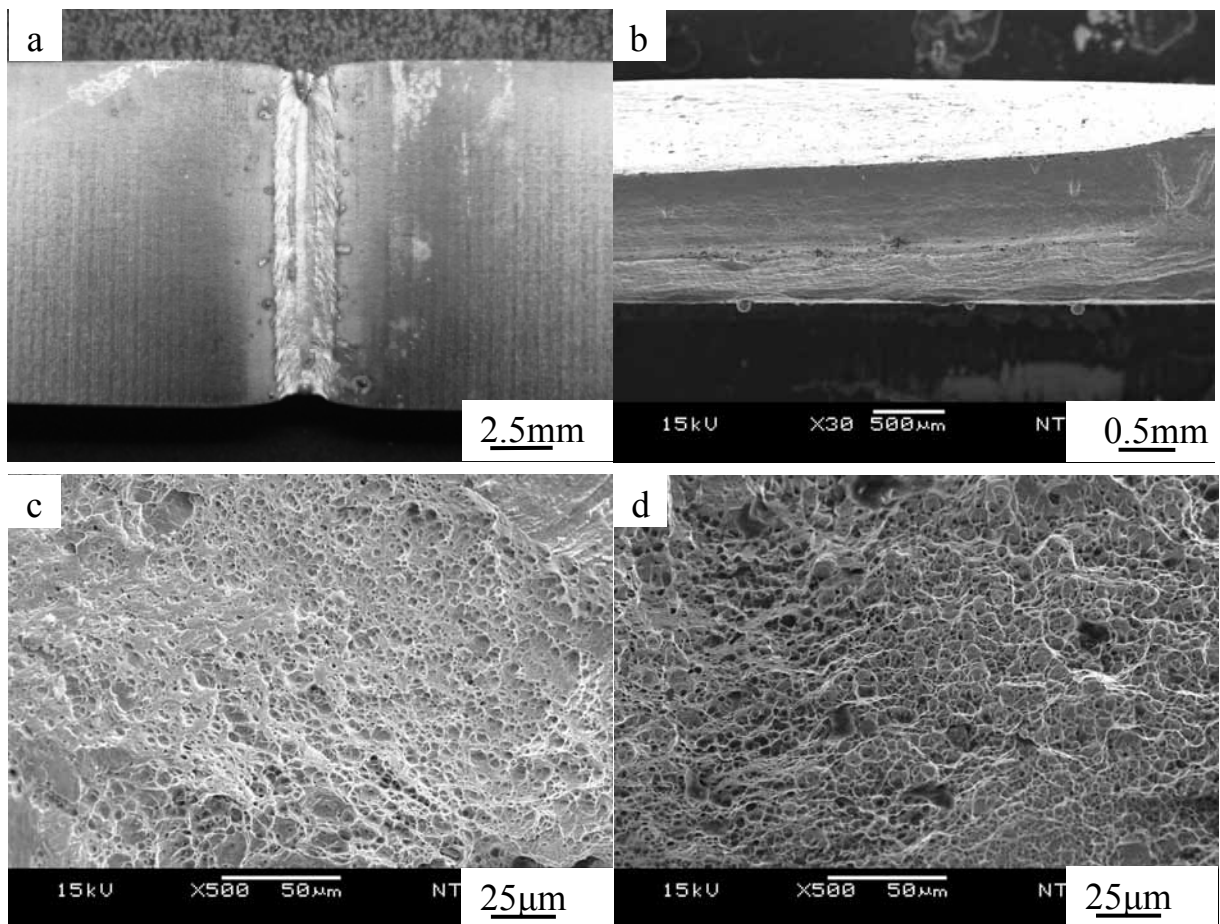


圖 4-35 旋形 C-250 EBW 銲件拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) 上、下兩側頸縮破壞形式 SEM；(c)、(d) 漩渦狀組織 SEM。

## 2. 電子束銲件+時效熱處理(480 /6h/AC)

圖 4-36 為 C-250 旋形電子束銲件經 480 /6h/AC 時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-36 a 顯示，破斷發生在強度較低的銲道內，呈現類似準劈裂破斷形式，同時觀察 SEM 巨觀破斷面(圖 4-36 b)顯示，破斷表面平整且並無明顯頸縮現象。由 SEM 的顯微觀察顯示，為非均勻低延性細小的漩渦狀顯微組織，且部分區域呈現準劈裂面的破斷形式，如圖 4-36 c 及圖 4-36 d 所示。

破斷面雖為非均勻延性漩渦狀組織，然而，從巨觀準劈裂破斷形式及延伸率(1.7%)顯示，58% 旋形麻時效鋼電子束銲件經標準時效熱處理後，材料延性並不理想。

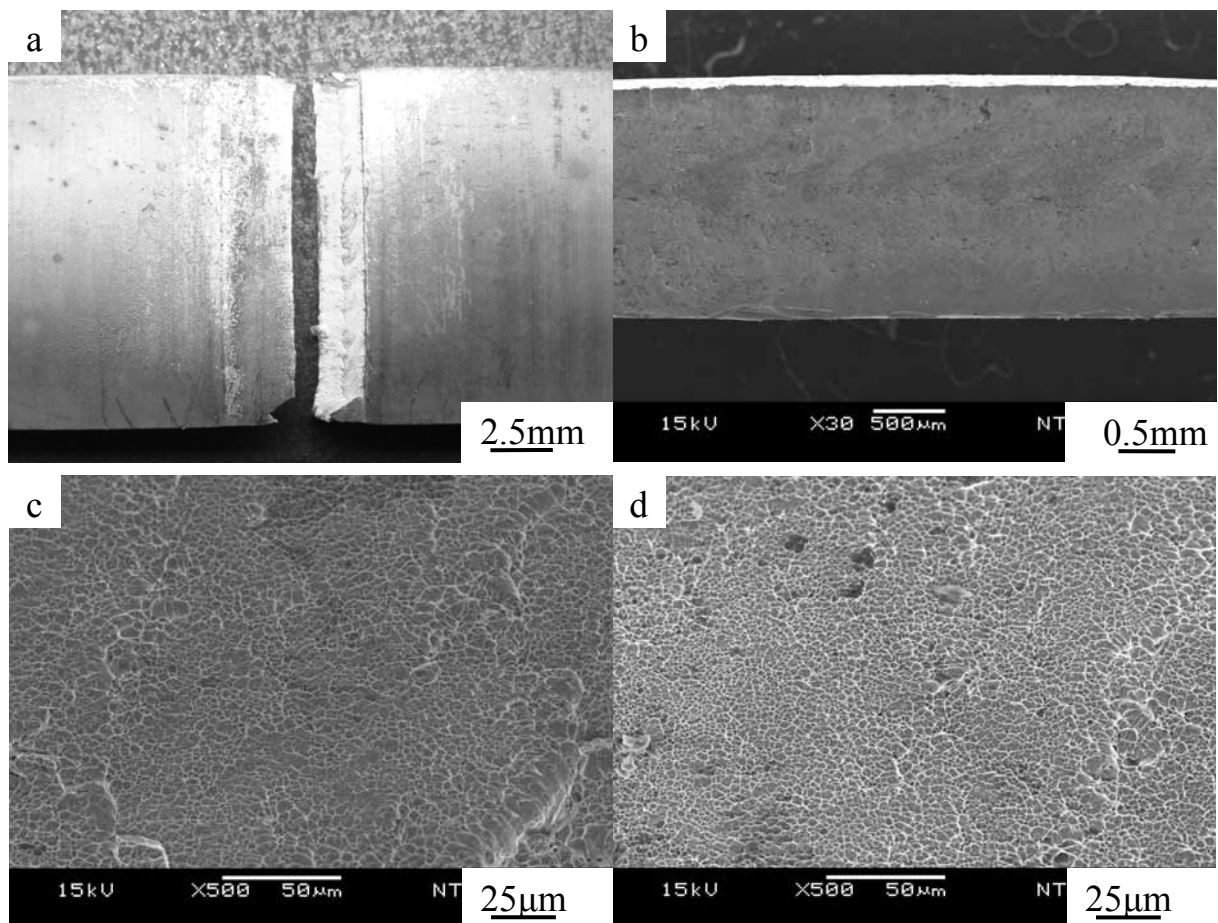


圖 4-36 旋形 C-250 EBW 銲件+ 480 /6h/AC 拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀破斷相；(b) 準劈裂面之破斷截面 SEM；(c)、(d) 低延性漩渦狀組織 SEM。

### 3. 電子束銲件+時效熱處理(510 /6h/AC)

圖 4-37 為 C-250 旋形電子束銲件經 510 /6 h/AC 過時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-37 a 顯示，母材因過時效熱處理後，析出物已開始成長呈現質軟現象，母材因拉伸作用產生變形頸縮現象。然而，銲道因逆變態沃斯田鐵生成，銲道硬度仍較母材低，故破斷仍發生在銲道內。同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-37 b）顯示，破斷截面呈現準劈裂面形式。由 SEM 的顯微觀察顯示，延劈裂線拉起之漩渦狀組織，且部分漩渦狀組織有微量成長之趨勢（圖 4-37 c 所示），圖 4-37 d 顯示，非均勻之漩渦狀組織，且部份區域發生空孔組織破斷現象。

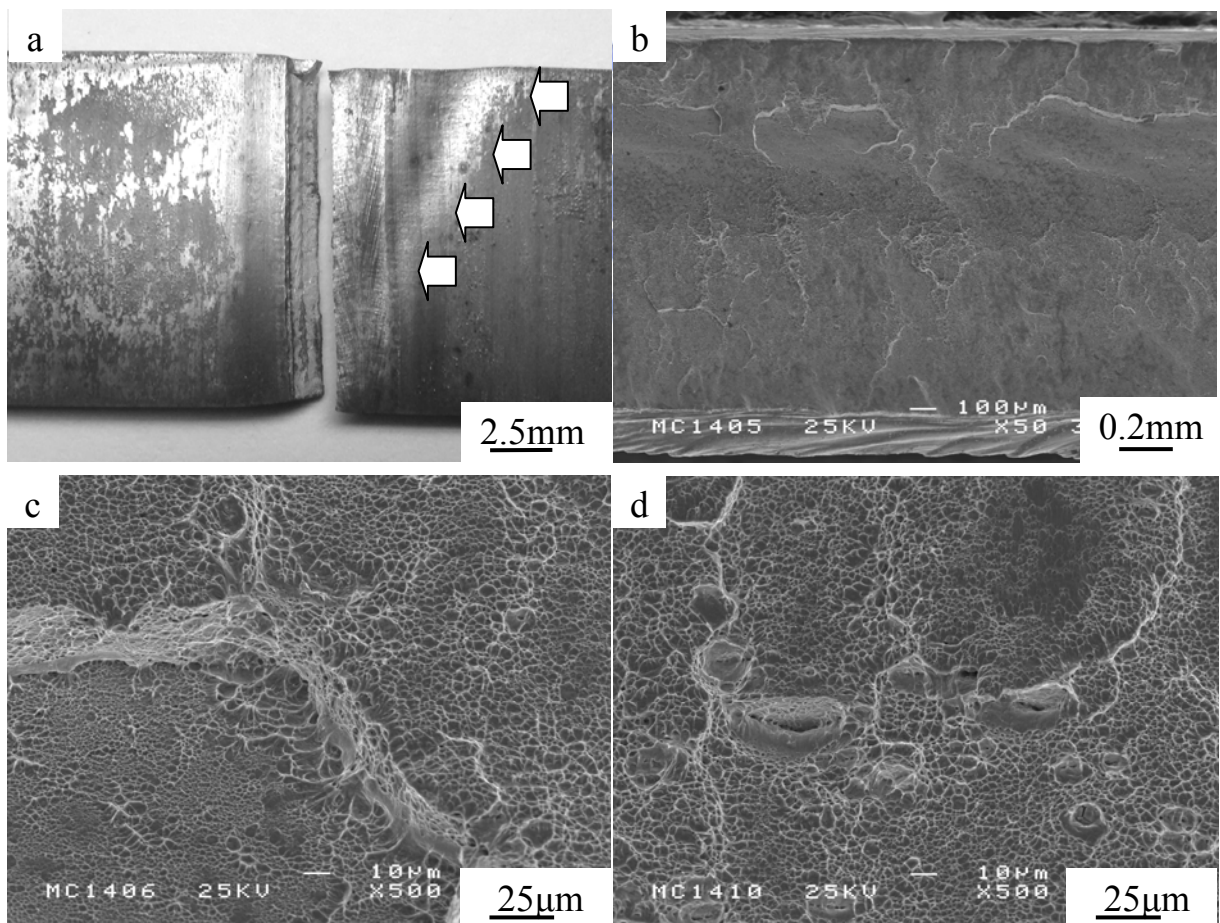


圖 4-37 旋形 C-250 EBW 銲件+ 510 /6h/AC 拉伸試片破斷圖：(a) 微量頸縮之 OM 巨觀；(b) 準劈裂破斷截面 SEM；(c) 延劈裂線拉起之漩渦狀顯微組織 SEM；(d) 非均勻漩渦狀及杯狀顯微組織 SEM。

#### 4. 電子束銲件+時效熱處理(540 /6h/AC)

圖 4-38 為 C-250 旋形電子束銲件經 540 /6 h/AC 過時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-38 a 顯示，破斷仍發生在銲道內，由於母材因 540 /6 h/AC 過時效熱處理，已有析出粒子粗大化及微量的沃斯田鐵相生成，使母材頸縮現象更為明顯。同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-38 b）顯示，呈現準劈裂面現象，破斷面中間出現少許空孔。由 SEM 的顯微觀察顯示，混合著纖維狀及延性漩渦狀組織（圖 4-38 c 所示），圖 4-38 d 為空孔及漩渦狀顯微組織。

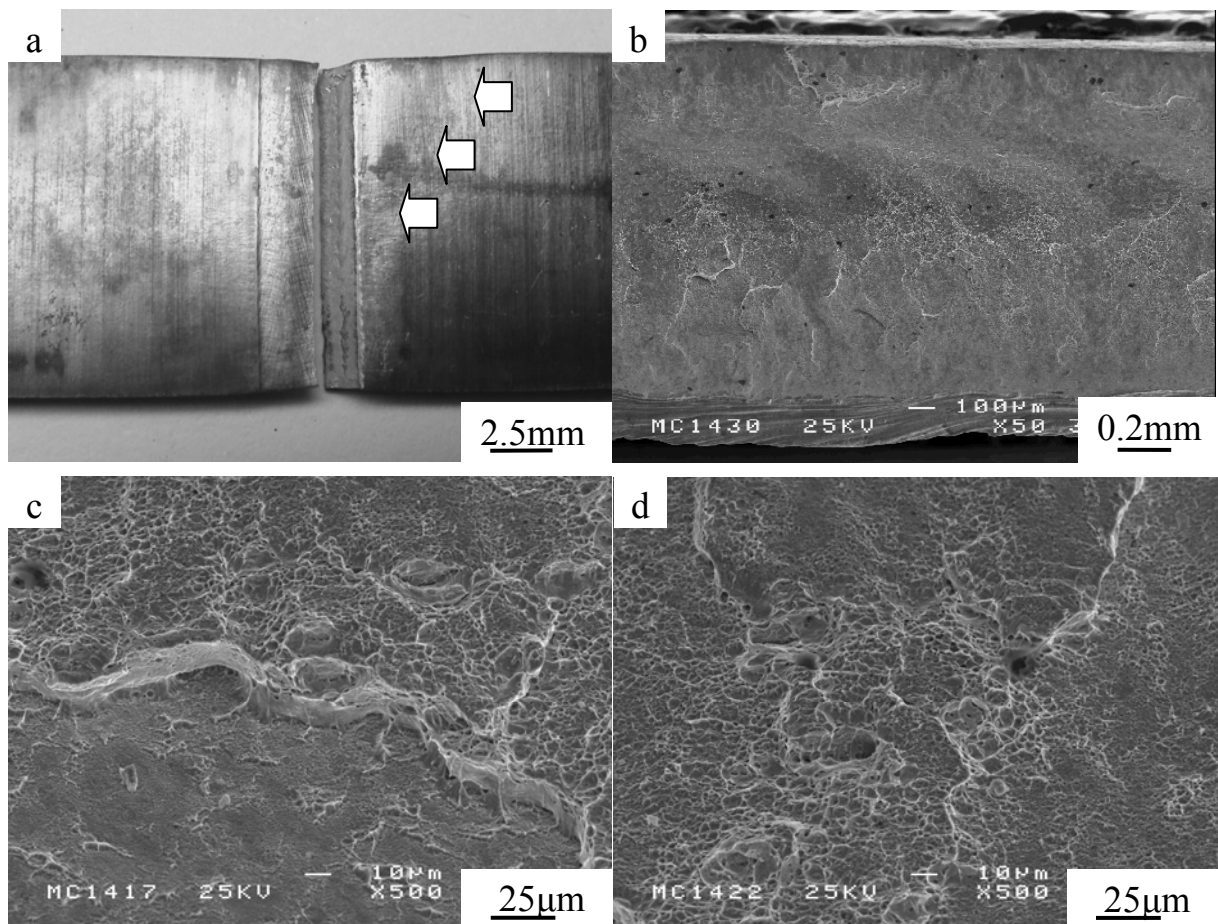


圖 4-38 旋形 C-250 EBW 銲件+ 540 /6h/AC 拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀；(b) SEM 破壞斷面；(c) 階梯狀之破裂顯微組織 SEM；(d) 漩渦狀及空孔顯微組織 SEM。

#### 4.5.5 本節結論

1. 58% 旋形 C-250 麻時效鋼經電子束銲接後，銲道已恢復至接近未旋形前之固溶硬度，呈現非均勻水平的杯狀分佈。經 480 時效熱處理後，銲道因為強化合金元素的偏析作用，使銲道析出強化反應不完全，導致銲道硬度較母材低，硬度呈現非均勻滴狀分布。
2. 480 /6h/AC 時效熱處理後，58% 旋形麻時效鋼電子束銲件之降伏強度 (1925 MPa) 及抗拉強度 (1965 MPa) 仍為最佳，分別高出規範值 14% 及 12%。然而，延伸率 (1.7%) 已無法滿足 AMS 6520D 規範規格。
3. 540 /6h/AC 過時效熱處理，因析出粒子粗大化及母材產生微量的逆變態沃斯田鐵，獲得較佳的延伸率 (4.8%)，高出規範值 92%，可有效改善銲件直接時效熱處理後，材料延伸率不足之問題。
4. 工程應用上，若需求為較佳延伸率時，建議時效熱處理溫度不高於 540，避免材料生成多量的逆變態沃斯田鐵相所帶來的負面影響。





## 4.6 後熱處理對旋形 C-250 EBW 銲件之機械性質與顯微組織的影響

### 4.6.1 試驗目的與流程

由 4.5 節結果顯示，58% 旋形麻時效鋼電子束銲件經 540 過時效溫度熱處理後，其銲道逆變態沃斯田鐵池仍無法加以消除，且隨著時效溫度升高，使銲件之拉伸強度下降。

為改善 C-250 麻時效鋼電子束銲件經時效熱處理後，銲道逆變態沃斯田鐵池生成之問題，學者 Y.Arata 的研究及建議，可利用更高溫的均質化熱處理以消除逆變態沃斯田鐵池。然而，卻導致晶粒粗大化及材料偏脆化的負面影響[3,4,6,7]。因此，為避免均質化過高溫度及長時間熱處理，導致材料偏脆化的負面影響及改善試件直接時效熱處理延伸率不足之問題。依學者研究[41,42]及 4.4 節試驗結果顯示，麻時效鋼經熱處理溫度 940 保溫 3 分鐘後，即會發生再結晶的現象，且可有效消除因冷加工所形成之畸變組織，改善直接時效熱處理延伸率不足之問題。因此，本節規劃以短時間固溶（810）至均質化溫度（1150）之不同熱處理條件，探討不同熱處理條件對銲道之逆變態沃斯田鐵生成及機械性質的影響，並與規範 AMS 6512E[60]麻時效鋼標準熱處理作比較，期能獲得對 58% 旋形麻時效鋼銲件最佳化之機械性質。本試驗流程如圖 4-39 所示。

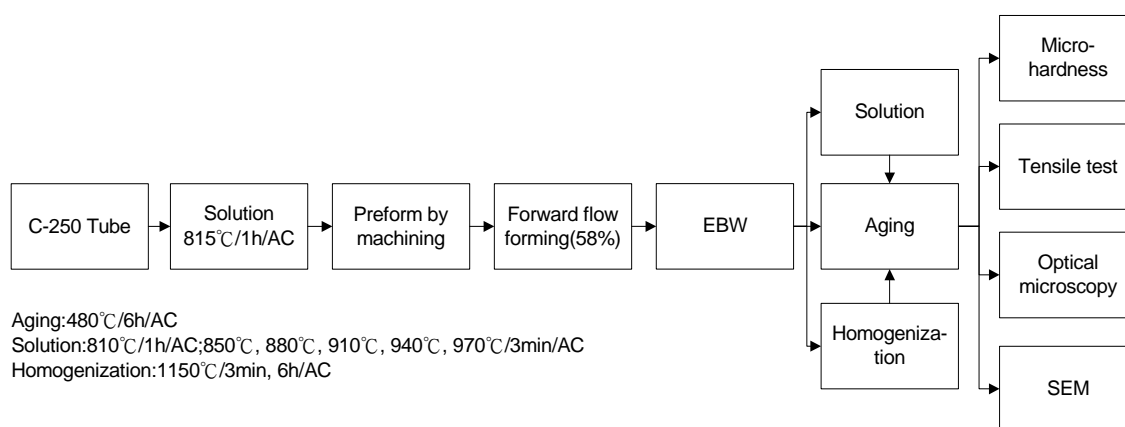


圖 4-39 後熱處理對旋形 C-250 麻時效鋼 EBW 銲件影響之試驗流程

#### 4.6.2 微硬度量測與顯微組織觀察

欲了解短時間與規範標準熱處理對 58% 旋形麻鋼電子束銲件的影響，規劃 810 及 1150 分別施以三分鐘及一小時之熱處理程序，其微硬度分佈結果，如圖 4-36 所示。

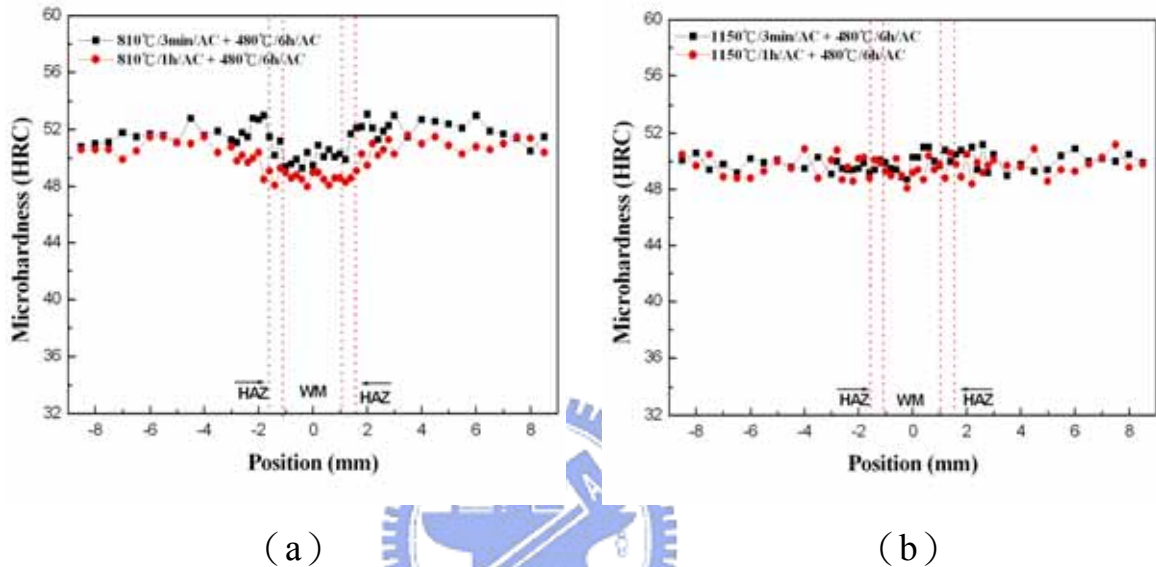


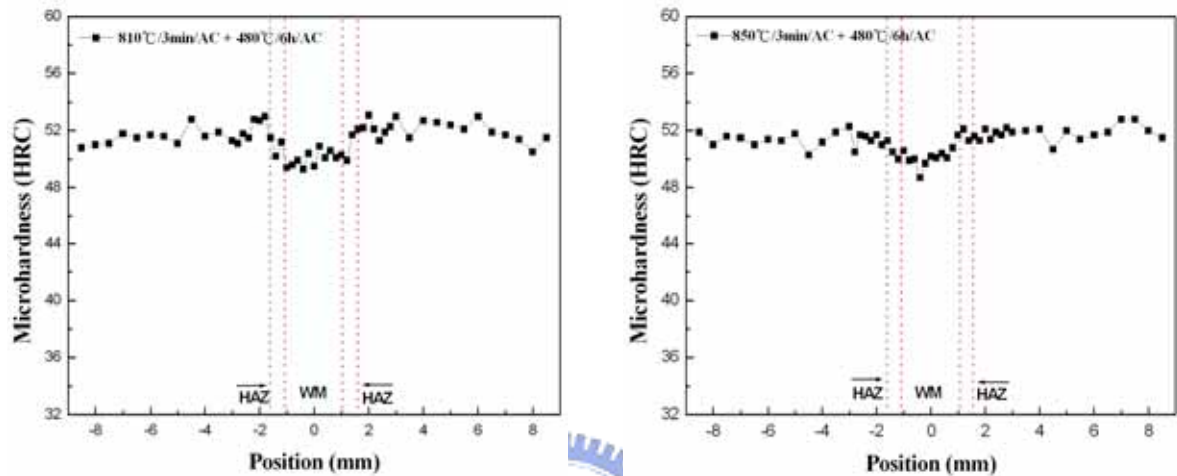
圖 4-40 旋形 C-250 麻時效鋼 EBW 銲件經不同時間固溶及均質化溫度熱處理微硬度值分佈圖：(a) 810 ；(b) 1150

圖 4-40 a 顯示，麻時效鋼電子束銲件於時效熱處理前，分別施以三分鐘及標準固溶熱處理後，其微硬度值略高於標準固溶熱處理，且此兩程序之熱處理銲件銲道硬度皆較母材低。主要原因為 58% 旋形麻時效鋼電子束銲件經 810 /3min/AC 或 810 /1h/AC 熱處理，再施以時效熱處理後，銲道仍存有質軟逆變態沃斯田鐵所致，如圖 4-42 c、圖 4-43 c 所示。

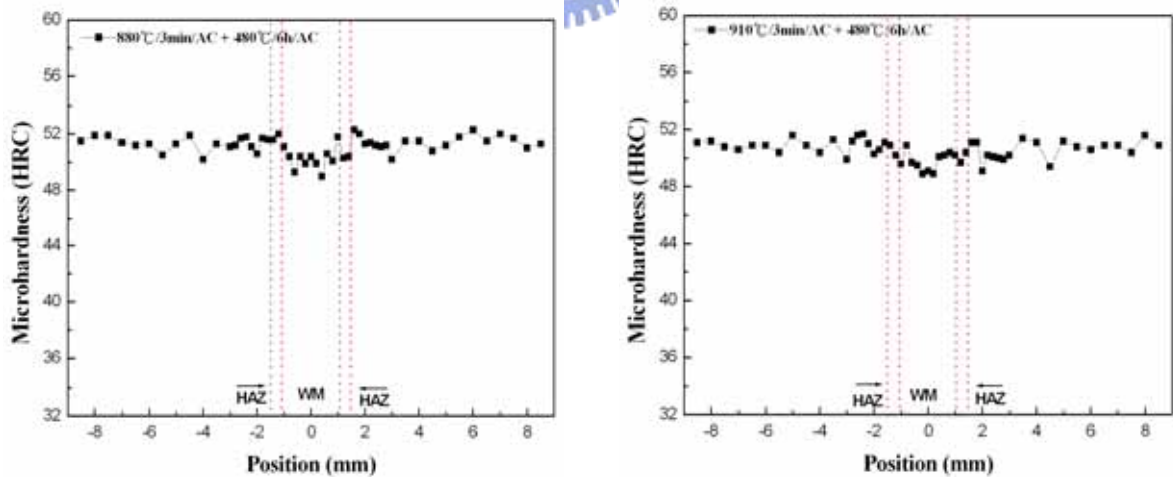
圖 4-40 b 為麻時效鋼電子束銲件於時效熱處理前，分別施以三分鐘及標準均質化一小時熱處理後，兩者微硬度值分佈非常接近。且銲道、熱影響區及母材硬度呈近似均勻水平分佈。主要是因為銲道柱狀與晶狀組織微偏析的現象，因高溫作用使偏析元素重溶回基地中，再經時效熱處理後獲得均勻的硬度分佈[3,4]。由此證明，58% 旋形麻鋼

電子束銲件經三分鐘與標準規範熱處理熱處理具有相同之效益。

圖 4-41 為 58% 旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件經三分鐘之不同後熱處理條件後再施以時效熱處理，量測其截面平均微硬度值分佈。

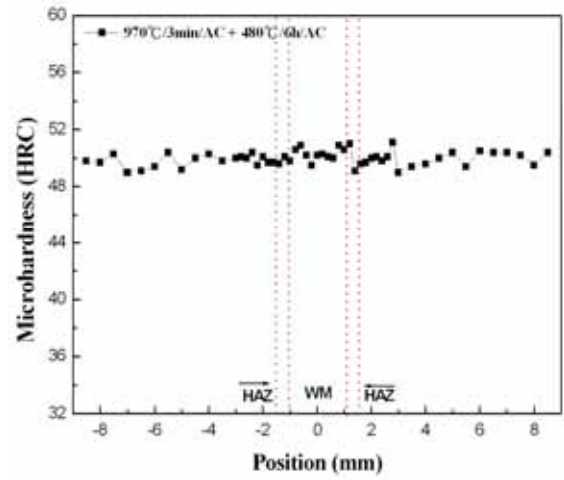
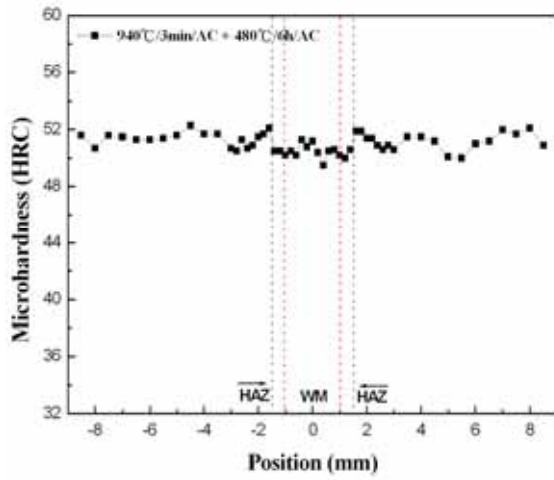


(a) 810 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC (b) 850 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC

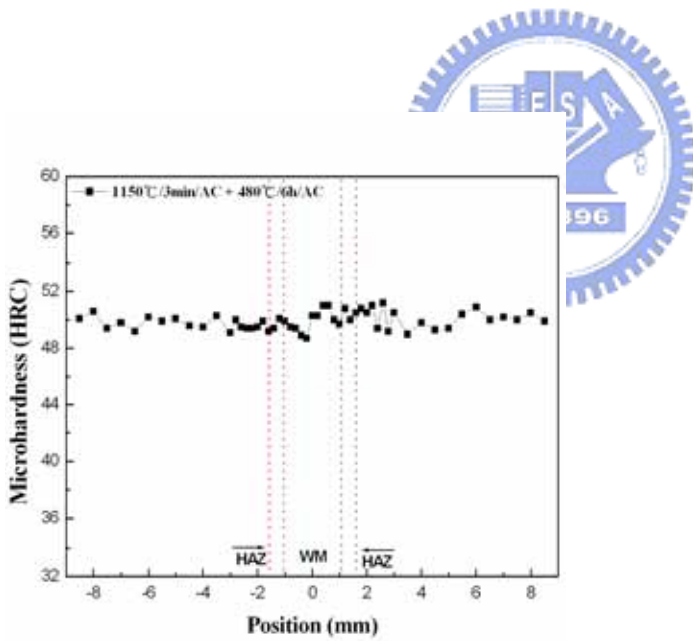


(c) 880 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC (d) 910 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC

圖 4-41 旋形 C-250 麻時效鋼 EBW 銲件經不同熱處理微硬度值分佈圖



(e) 940 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC (f) 970 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC



(g) 1150 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC

圖 4-41 旋形 C-250 麻時效鋼 EBW 銲件經不同熱處理微硬度值分佈圖 (續)

圖 4-41 了解，旋形 C-250 麻鋼電子束銲件經三分鐘不同前置熱處理後，隨著熱處理溫度增高，母材因再結晶晶粒成長，其微硬度有下降之趨勢。然而，銲道處硬度不隨溫度增加而改變，其微硬度值大約為 50 HRC。

圖 4-41 a 顯示，旋形 C-250 麻鋼電子束銲件，母材位置因固溶熱處理而轉變為沃斯田鐵相，冷卻後變態為無加工硬化麻田散鐵組織。經時效熱處理後，母材硬度較直接時效熱處理者下降約 3~5 HRC，銲道硬度則呈現較母材為低的「滴狀」分佈。金相圖 4-42 b 了解，旋形麻鋼 EBW 銲件經 810 °C/3min/AC 熱處理後，仍無法有效消除銲道晶界間逆變態沃斯田鐵生成，呈現質軟之現象。熱處理溫度達 970 °C 時，銲道、熱影響區及母材硬度近似水平分佈。

圖 4-42~圖 4-50 為旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件經不同後熱處理之金相圖。圖 4-42 為旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件經 810 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 熱處理之金相圖。圖 4-42 b、c 顯示，此時銲道呈現柱狀與枝狀晶的顯微組織，且在晶界處有多量的逆變態沃斯田鐵池生成。根據學者[7]所做研究指出，固溶熱處理雖可重新孕核結晶，使沃斯田鐵完全消失，但因溫度尚不夠高，無法使銲道內合金元素偏析現象消除，故再施以時效熱處理時，沃斯田鐵池又再度出現。將固溶熱處理時間延長至一小時，經時效熱處理後銲道仍呈現柱狀與枝狀晶的顯微組織，且銲道中仍存有逆變態沃斯田鐵，如圖 4-43 b、c 所示。

學者表示[70]麻時效鋼銲件，先施以固溶熱處理 810 °C/1h/AC，沃斯田鐵雖會完全消失，但再施以時效熱處理後，其逆變態沃斯田鐵池又再度出現，因此，需施以更高均質化溫度才可有效消除沃斯田鐵生成。

隨著熱處理溫度升高，銲道逆變態沃斯田鐵池面積及數量隨之減少，且銲道柱狀與枝狀顯微組織亦愈不明顯，如圖 4-42~圖 4-50 所示。當 C-250 麻時效鋼電子束銲件施以 940 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 熱處理後，銲道逆變態沃斯田鐵組織已大幅消除，且再結晶晶粒開始成長，使得銲道柱狀晶與晶界顯微組織較不明顯，如圖 4-47 b、c 所示。當熱處理溫度提升至 970 °C/3min/AC 時，銲道中殘餘些許逆變態沃斯田鐵，且板條狀麻田散鐵組織已開始明顯成長，如圖 4-48 所示。

圖 4-49 顯示，當熱處理溫度提升至 1150 /3min/AC 時，由於均質化高溫的作用下，鋁道鑄造組織、晶粒粗大之熱影響區及因冷加工產生纖維化之母材，均轉變為粗大的板條狀麻田散鐵組織，已無法明顯分辨出鋁道及熱影響區的位置。

由微硬度及金相圖了解，旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋁件經 970 /3min/AC 熱處理後，微硬度值呈現近似水平分佈且可大幅消除鋁道之逆變態沃斯田鐵顯微組織。當熱處理溫度達 1150 時，從微硬度及金相觀察，三分鐘與規範標準一小時熱處理效益相同，可提供後續工業處理薄殼麻時效鋼電子束鋁件熱處理更有效益之選擇。



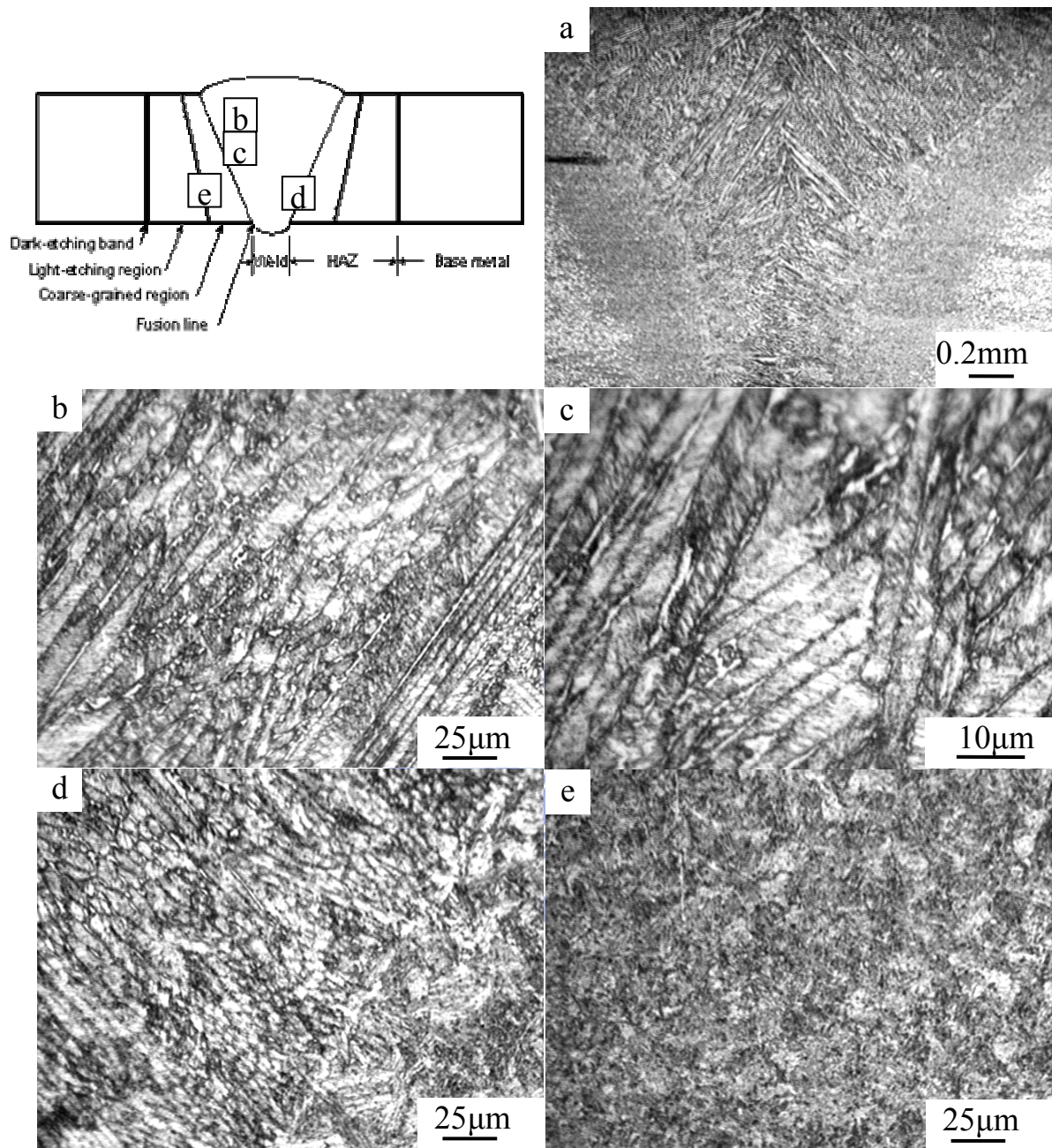


圖 4-42 旋形麻時效鋼電子束銲件經 810 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 熱處理之金相圖：(a) 銲道巨觀；(b) 銲道顯微組織結構；(c) 晶界間逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(d) 熔融線及粗晶區；(e) 熱影響區

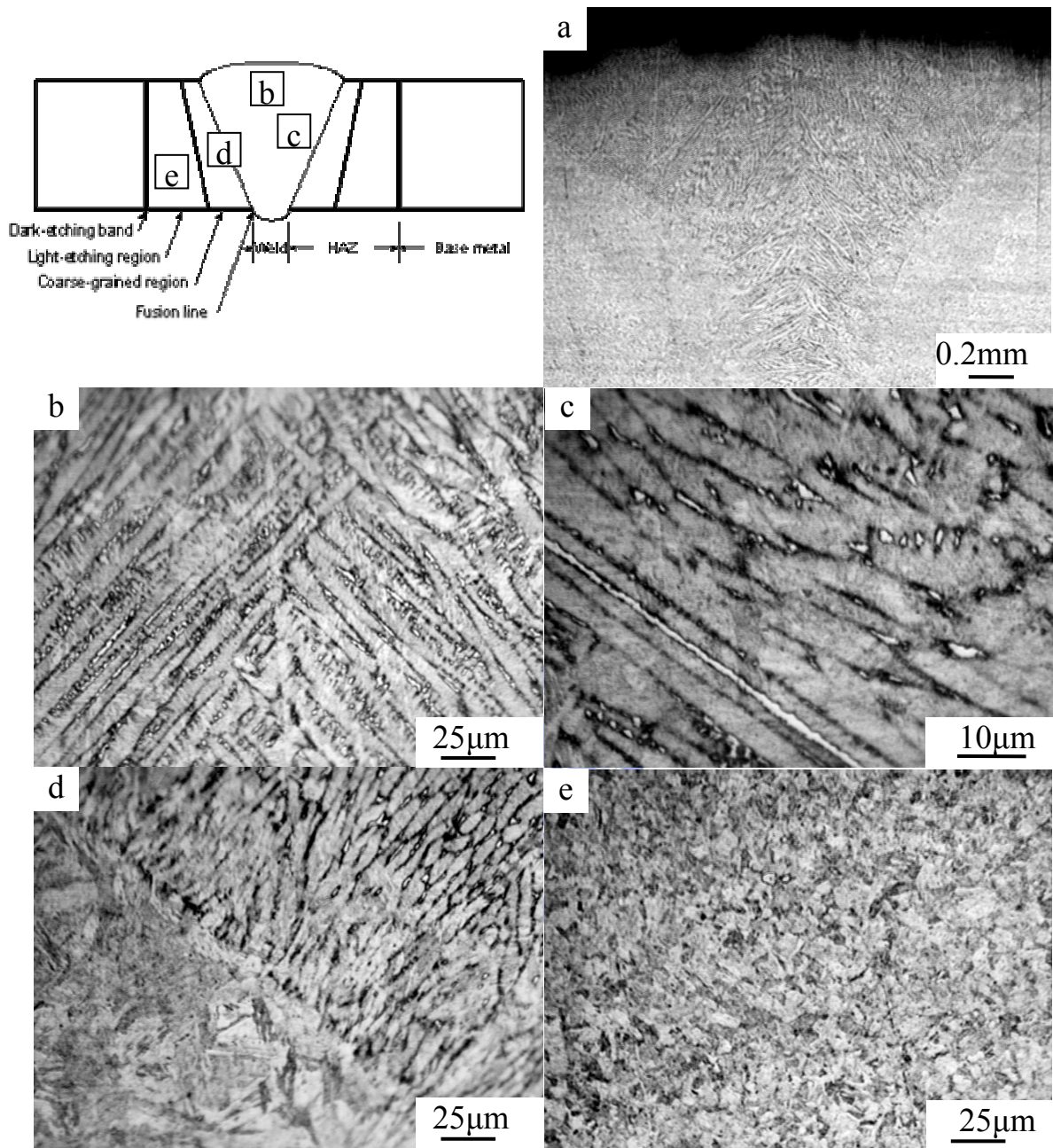


圖 4-43 旋形麻時效鋼電子束銲件經 810 /1h/AC + 480 /6h/AC 熱處理之金相圖：(a) 銲道巨觀；(b) 銲道顯微組織；(c) 晶界間逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(d) 熔融線及粗晶區；(e) 熱影響區



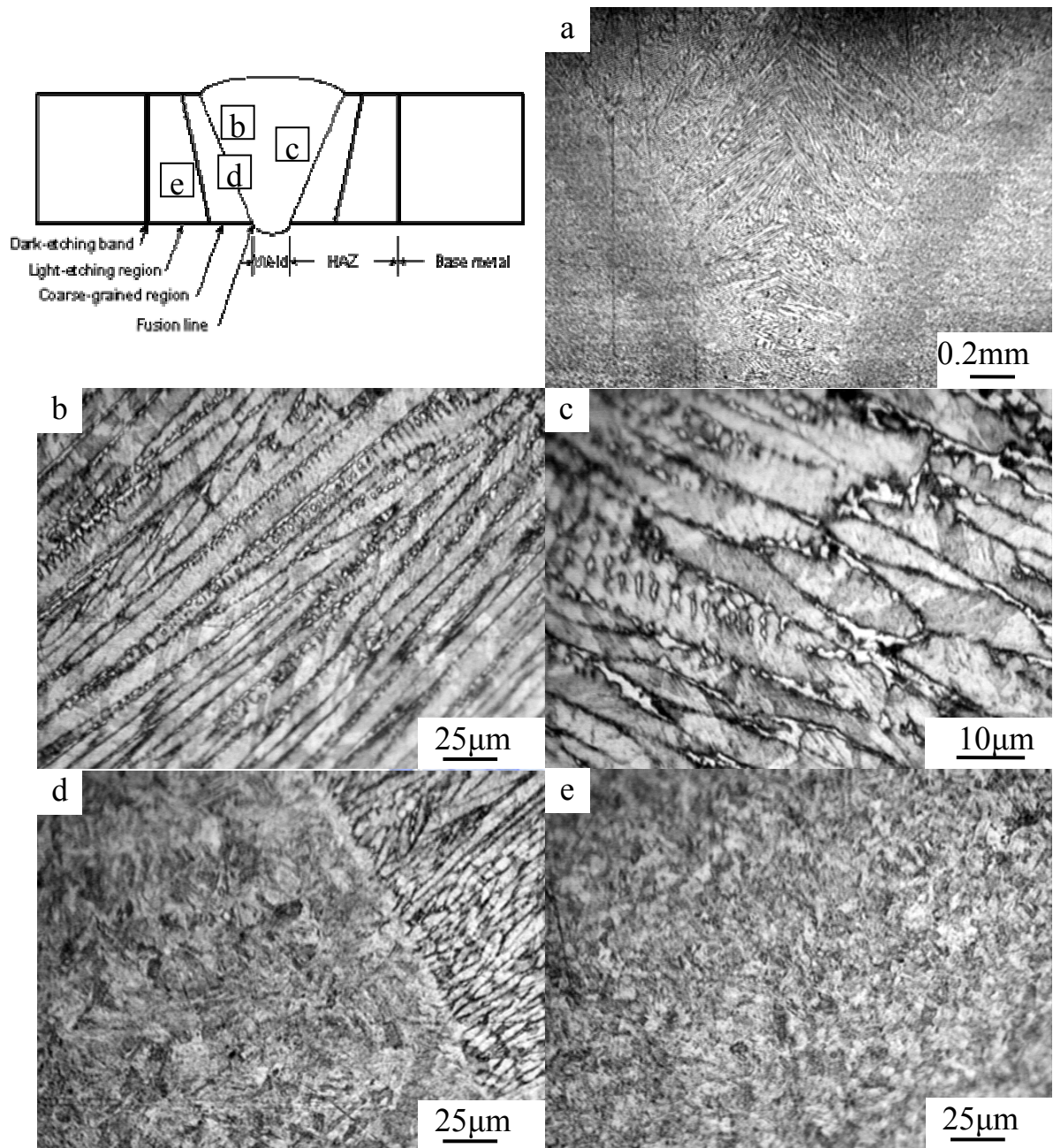


圖 4-44 旋形麻時效鋼電子束銲件經 850 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 熱處理之金相圖：(a) 銲道巨觀；(b) 銲道之顯微組織結構；(c) 晶界間逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(d) 熔融線及粗晶區；(e) 熱影響區

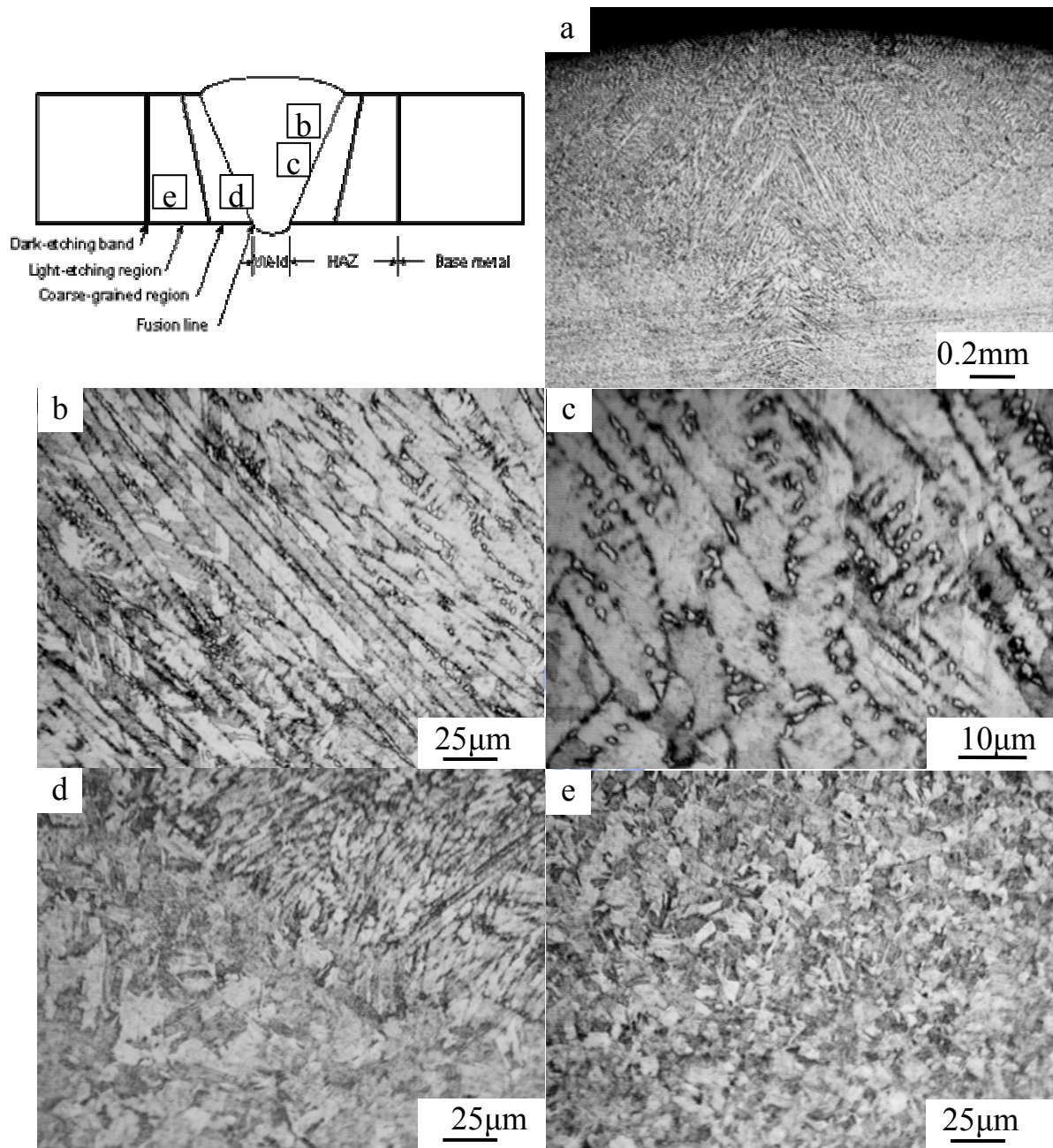


圖 4-45 旋形麻時效鋼電子束銲件經 880 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 熱處理之金相圖：(a) 銲道巨觀；(b) 銲道顯微組織結構；(c) 晶界間逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(d) 熔融線及粗晶區；(e) 熱影響區

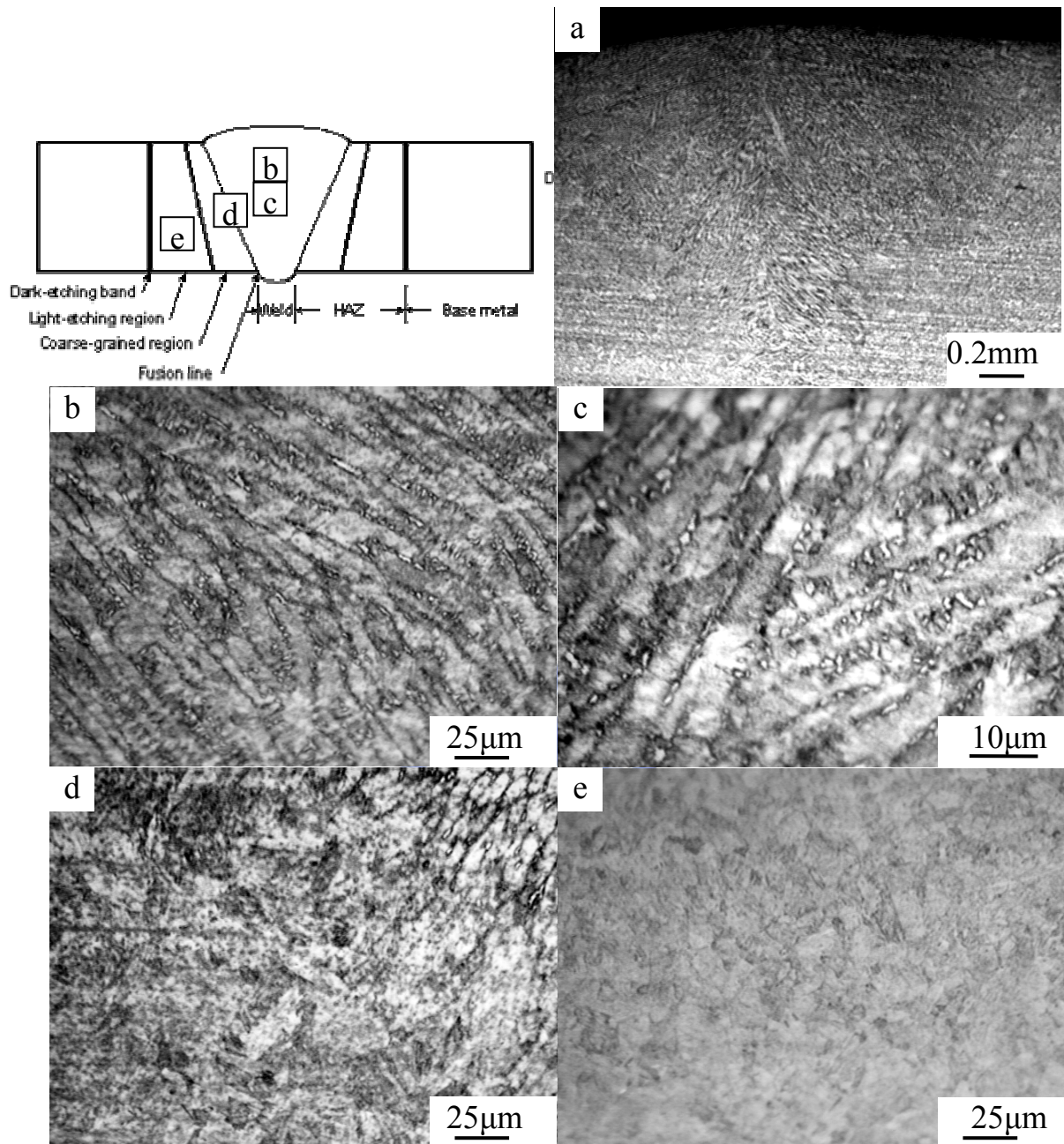


圖 4-46 旋形麻時效鋼電子束銲件經  $910\text{ }^{\circ}\text{C}/3\text{min}/\text{AC} + 480\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{h}/\text{AC}$  熱處理之金相圖：(a) 銲道巨觀；(b) 銲道之顯微組織；(c) 晶界間逆變態沃斯田鐵顯微組織結構；(d) 熔融線及粗晶區；(e) 熱影響區

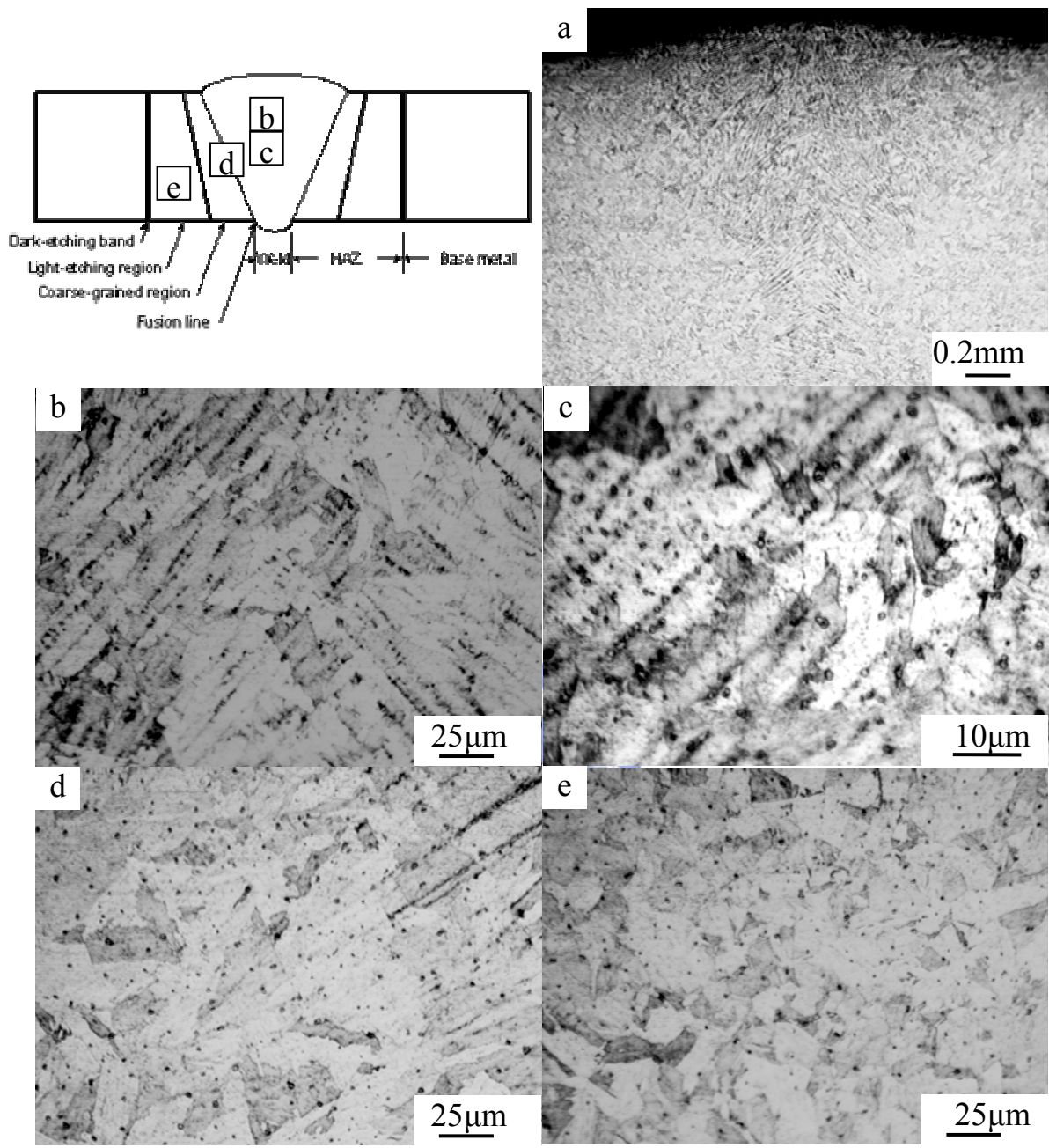


圖 4-47 旋形麻時效鋼電子束鐳件經 940 /3min/AC + 480 /6h/AC 熱處理之金相圖：(a) 鐳道巨觀；(b) 鐳道中心顯微組織；(c) 鐳道顯微組織；(d) 熔融線及粗晶區；(e) 熱影響區

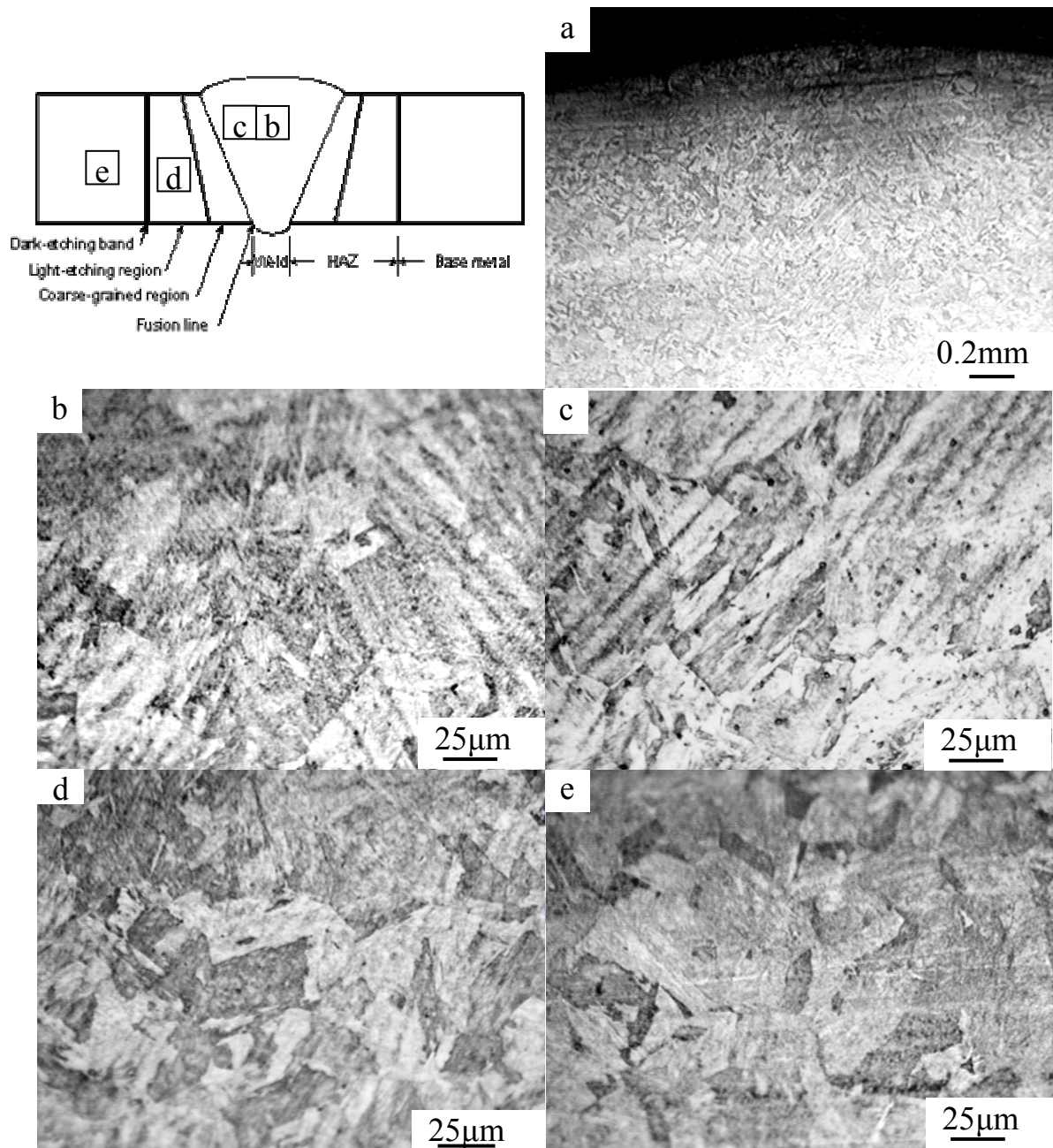


圖 4-48 旋形麻時效鋼電子束銲件經 970 /3min/AC + 480 /6h/AC 熱處理之金相圖：(a) 銲道巨觀；(b) 銲道中心已出現板狀晶；(c) 銲道顯微組織與微細空孔；(d) 熱影響區；(e) 母材

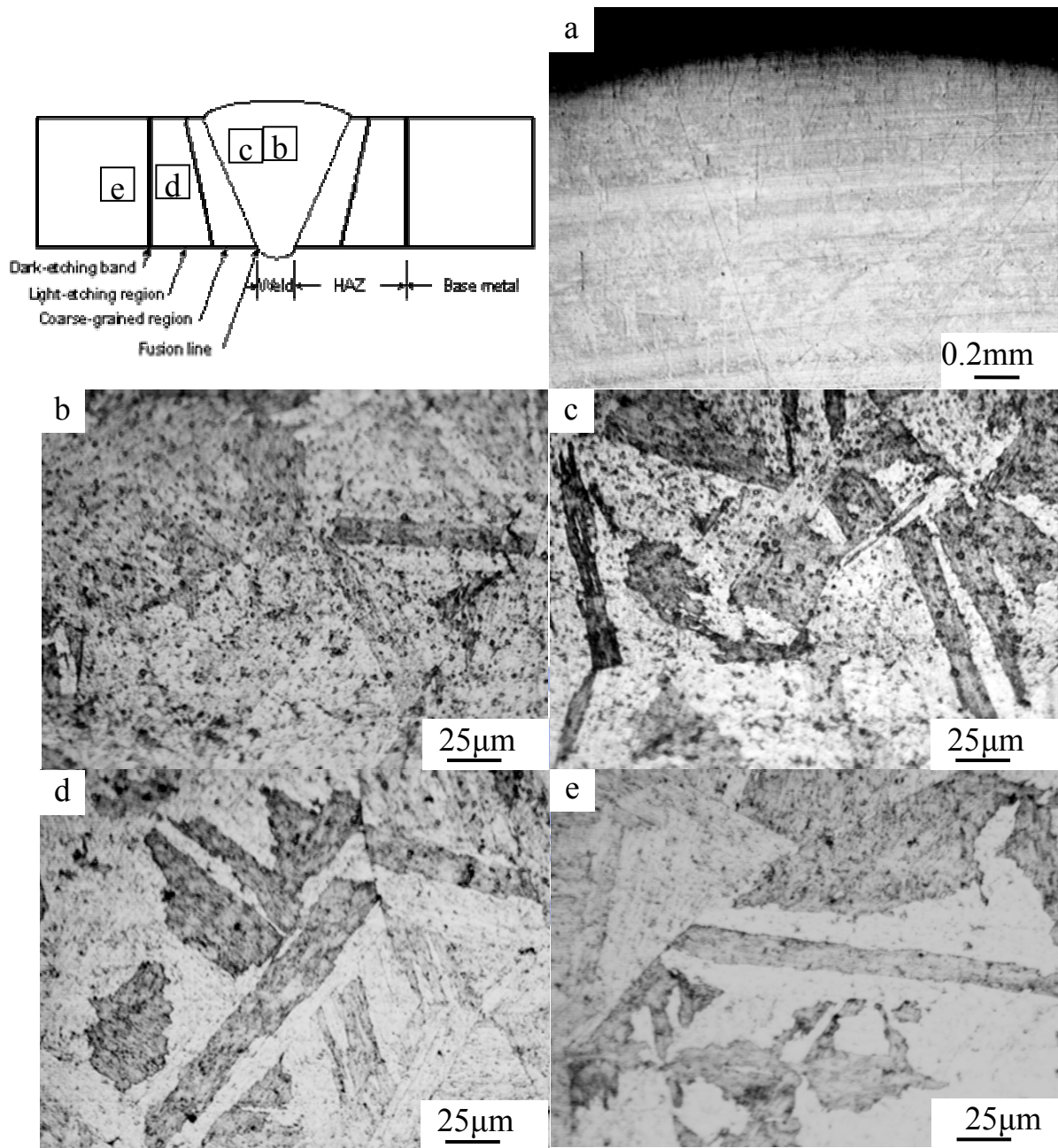


圖 4-49 旋形麻時效鋼電子束銲件經 1150 /3min/AC + 480 /6h/AC 熱處理之金相圖：(a) 銲道巨觀；(b) 銲道中心顯微組織；(c) 銲道之板狀晶與細微空孔顯微組織；(d) 熱影響區；(e) 母材

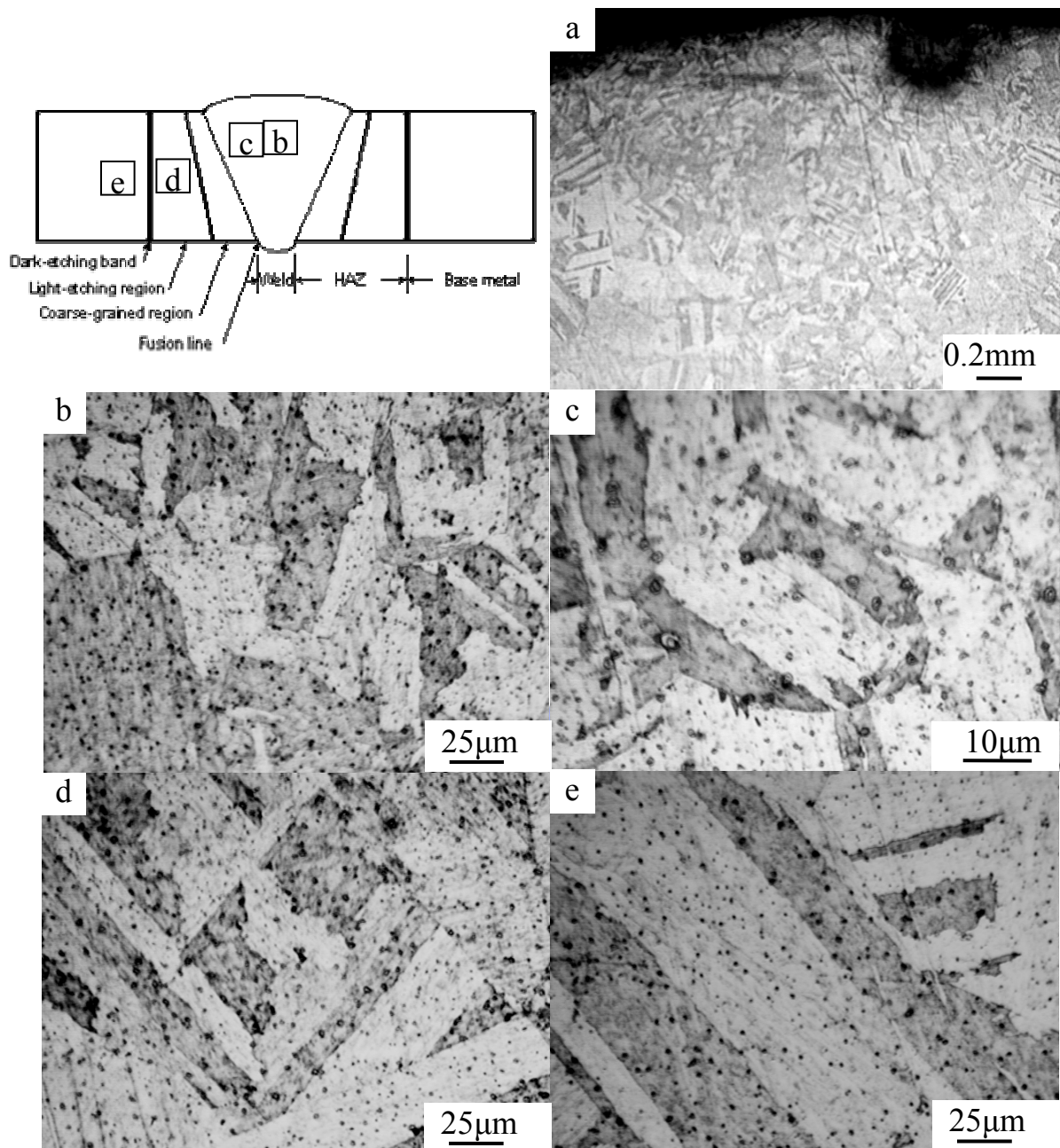


圖 4-50 旋形麻時效鋼電子束銲件經 1150 /1h/AC + 480 /6h/AC 熱處理之金相圖：(a) 銲道巨觀；(b) 銲道中心顯微組織；(c) 銲道之板狀晶與細微空孔顯微組織；(d) 熱影響區；(e) 母材

### 4.6.3 機械性質測試結果與分析

表 4-8 為旋形 C-250 麻時效鋼電子束鐸件經不同後熱處理製程條件後之拉伸機械性質結果。

表 4-8 旋形 C-250 EBW 鐸件經不同後熱處理之機械性質

Sample code	(Forming 58%) Heat treating process	YS (MPa) (0.2% offset)	UTS (MPa)	Elongation (%) (Gag 50.8 mm)
AMS 6520D		1689	1758	2.5
ES810m3	EBW→810 /3min/AC→aging	1922	1964	4.0
ES810h1	EBW→810 /1h/AC→aging	1913	1962	3.5
ES940m3	EBW→940 /3min/AC→aging	1834	1886	5.1
EH1150m3	EBW→1150 /3min/AC→aging	1695	1764	4.4
EH1150h1	EBW→1150 /1h/AC→aging	1695	1760	3.7

由表 4-8 顯示，58% 旋形 C-250 麻時效鋼電子束鐸件於時效熱處理前，分別施以 810、940、1150 三分鐘及規範標準一小時熱處理後，其機械性均可滿足 AMS 6520D 規範規格。

58% 旋形 C-250 麻時效鋼電子束鐸件 ES810m3，與鐸件直接時效熱處理相比，其降伏強度及抗拉強度分別只降低 0.6%及 0.05%，但延伸率卻大幅提升 135%，有效改善麻時效鋼鐸件經時效熱處理後延伸率不足問題。隨著固溶熱處理時間增加而下降，使材料偏脆性。圖 4-40 a 顯示，固溶時間僅有三分鐘時，母材因冷作加工之應力未能充分消除，硬度高於鐸道約 3~4 HRC。雖然鐸道之單位截面積較大，在拉伸作用下，仍於強度相對較弱之鐸道斷裂，如圖 4-51 a 所示。經一小時固溶熱處理後，加工應力可充分消除，硬度高於鐸道約 2~3 HRC，在拉伸作用下，呈現穿破鐸道破斷方式，如圖 4-52 a。

當固溶熱處理溫度達 940 時，經拉伸試驗後，鐸件皆斷在母材處，如圖 4-53 a 所示。由於旋形 C-250 麻時效鋼電子束鐸件經 940 /3min/AC + 480 /6h/AC 熱處理後，鐸道逆變態沃斯田鐵組織已大幅消除且硬度約低於母材 1~2 HRC，加上鐸道截面積較母材大可承



受較大之拉伸應力等原因，導致材料斷裂在母材現象。此時，延伸率（5.1%）達最大值。

當熱處理溫度達 1150 時，由於麻時效鋼鋁件 EH1150m3 晶粒粗大化，導致降伏、抗拉強度及延伸率皆不及鋁件 ES940m3。



#### 4.6.4 拉伸破斷面觀察與分析

##### 1. 固溶熱處理(810 °C/3min/AC)+時效熱處理(480 °C/6h/AC)

圖 4-51 為 C-250 旋形電子束鐳件經三分鐘固溶熱處理及時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-51 a 顯示，破斷發生在鐳道內，鐳件呈現微量的頸縮現象，同時觀察 SEM 巨觀破斷面(圖 4-51 b)顯示，破斷截面呈現類似準劈裂面。由 SEM 的顯微觀察顯示為非均勻細小之延性漩渦狀顯微組織結構，如圖 4-51 c 及圖 4-51 d 所示。

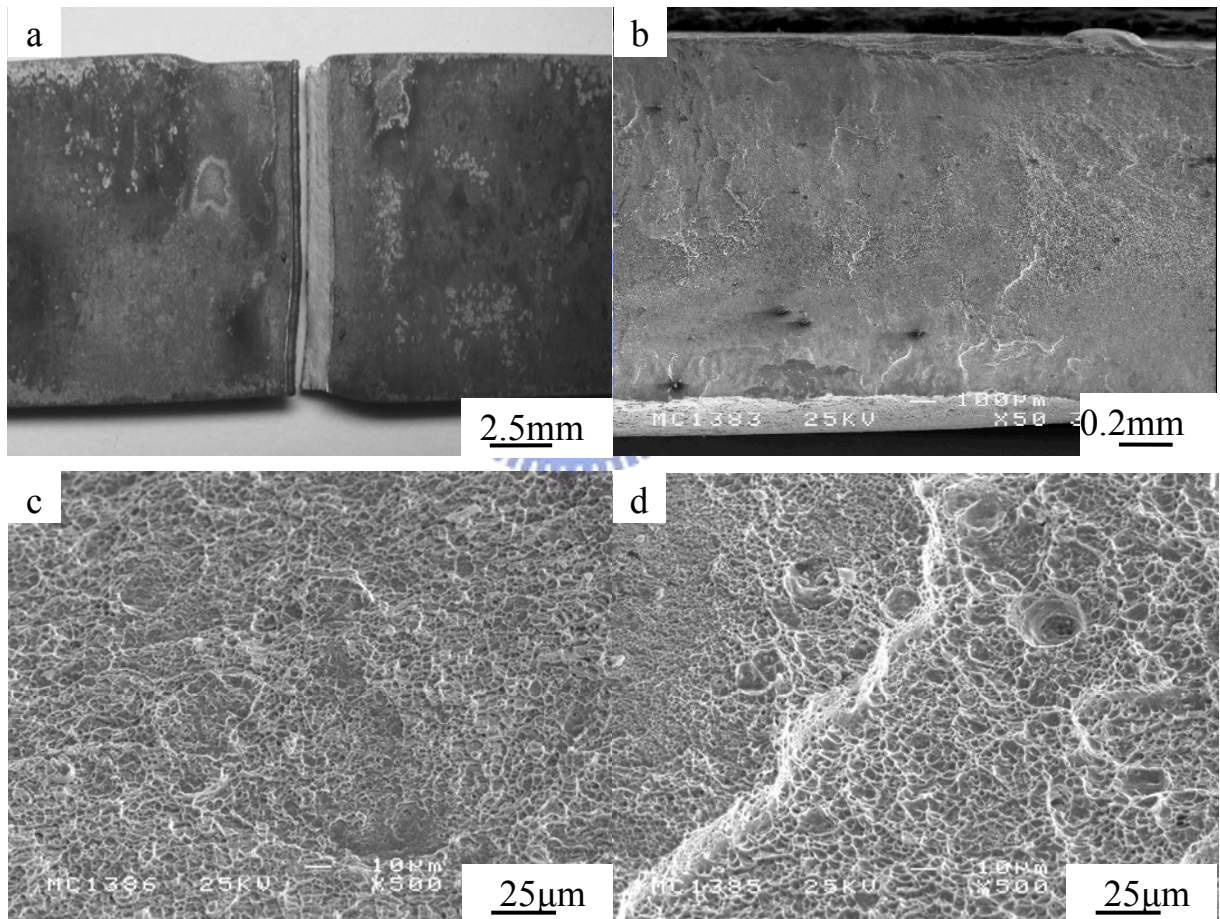


圖 4-51 旋形 C-250 EBW 鐳件經 810 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 拉伸試片破斷圖：(a) OM 巨觀破斷形式；(b) 類似準劈裂破斷面 SEM；(c) 延性非均勻細小之漩渦狀組織 SEM；(d) 劈裂線及非均勻大小之漩渦狀顯微組織 SEM。

## 2. 固溶熱處理(810 /1h/AC)+時效熱處理(480 /6h/AC)

圖 4-52 為 C-250 旋形電子束鐳件經一小時固溶熱處理及時效熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-52 a 顯示，破斷面呈現微量頸縮及不規則破斷性質，為穿破鐳道的破斷現象，破斷現象與 ES810m3 試片不同。同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-52 b）顯示，呈現些許頸縮及準劈裂面現象，破斷面中間出現少許空孔。由 SEM 的顯微觀察顯示，準劈裂面上之纖維狀組織，呈現明顯高低落差之破斷現象（圖 4-52 c 所示），圖 4-52 d 為沿劈裂線拉起之漩渦狀顯微組織。

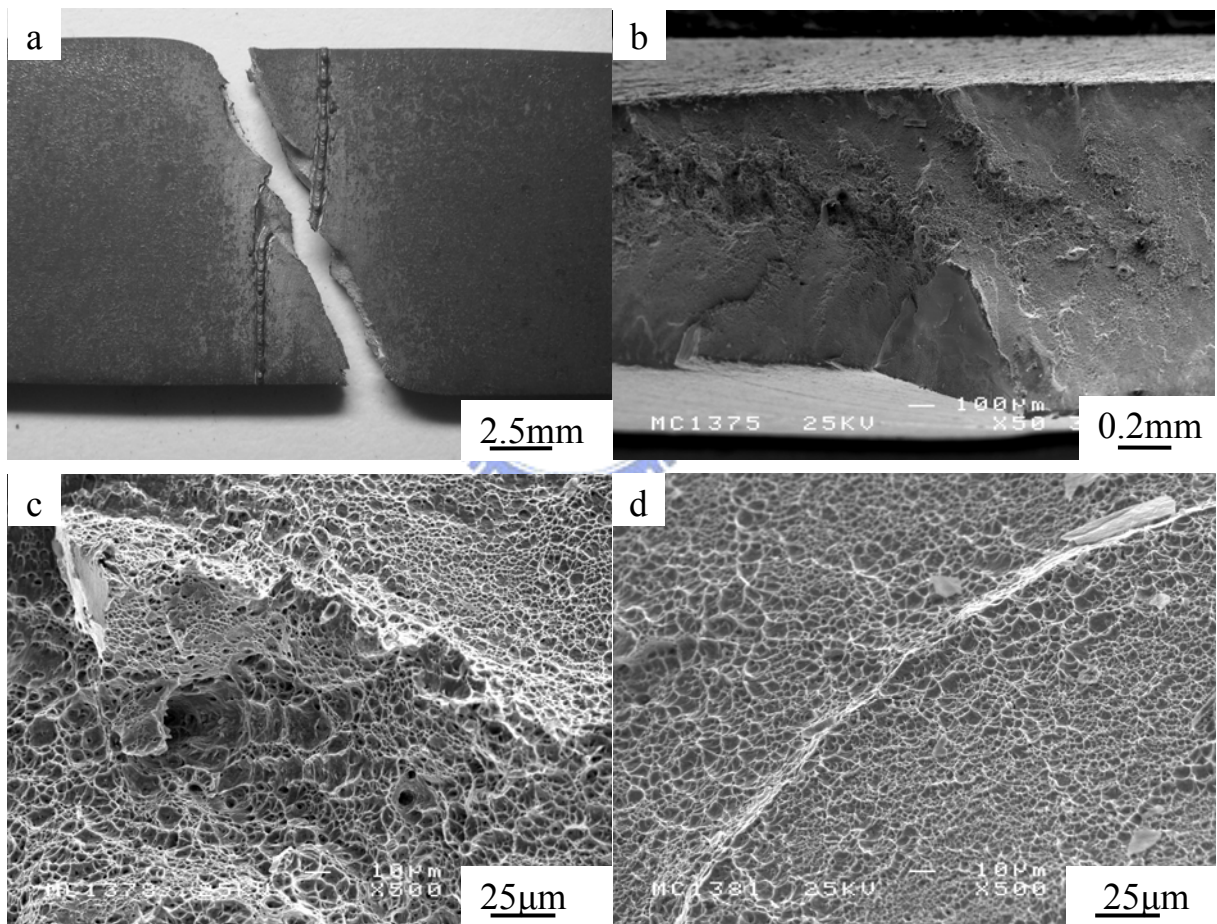


圖 4-52 旋形 C-250 EBW 鐳件經 810 /1h/AC + 480 /6h/AC 拉伸試片破斷圖：(a) 鐳件 OM 巨觀；(b) 準劈裂破斷截面 SEM；(c) 高低不平及非均勻漩渦狀之破斷面 SEM；(d) 劈裂線及非均勻漩渦狀組織 SEM。

### 3. 固溶熱處理(940 °C/3min/AC)+時效熱處理(480 °C/6h/AC)

圖 4-53 為 C-250 旋形電子束鉚件經 940 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-53 a 顯示，破斷發生在母材處。同時觀察 SEM 巨觀破斷截面(圖 4-53 b)顯示，類似延性頸縮破裂方式。由 SEM 的顯微觀察顯示，圖 4-53 c 為延性破裂及階段相，圖 4-53 d 為漩渦狀顯微組織，且有明顯空孔的破斷現象。

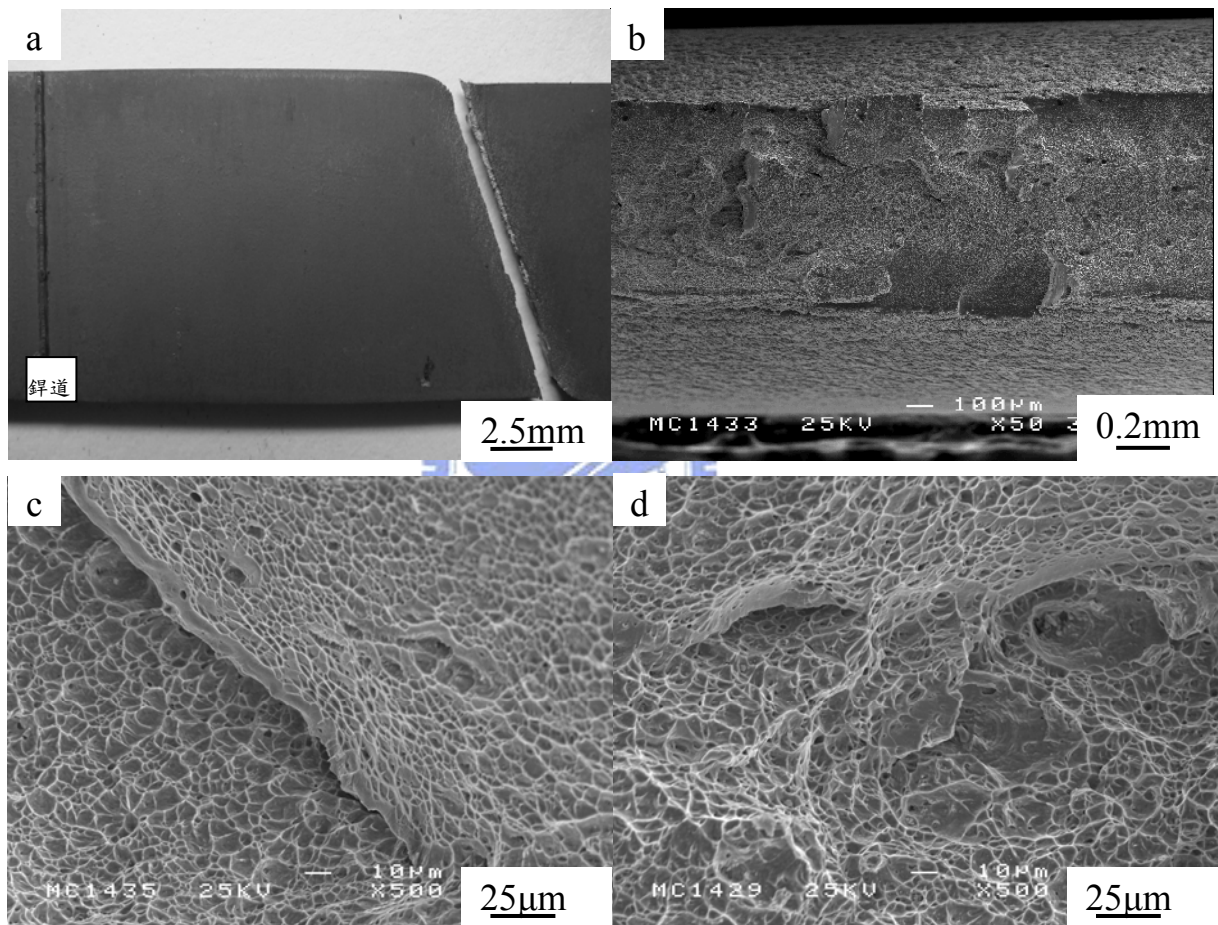


圖 4-53 旋形 C-250 EBW 鉚件經 940 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 拉伸試片破斷圖：(a) 鉚件 OM 巨觀；(b) 破斷截面 SEM；(c) 為延性漩渦狀顯微組織及破裂階段相之 SEM；(d) 漩渦狀組織及空孔 SEM。

#### 4. 均質化熱處理(1150 °C/3min/AC)+時效熱處理(480 °C/6h/AC)

圖 4-54 為 C-250 旋形電子束鐸件經 1150 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-54 a 顯示，破斷發生在母材處，且呈現小幅頸縮及不規則破斷形式。同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-54 b）顯示，上、下兩側呈現些許頸縮及鬆散現象發生，顯示 EH1150m3 鐸件經高溫均質化熱處理後，材料仍偏脆性發展。由 SEM 的顯微觀察顯示，圖 4-54 c 為非均勻漩渦狀組織，且有明顯成長之趨勢，圖 4-54 d 為漩渦狀顯微組織，且部分區域呈現空孔的破斷現象。

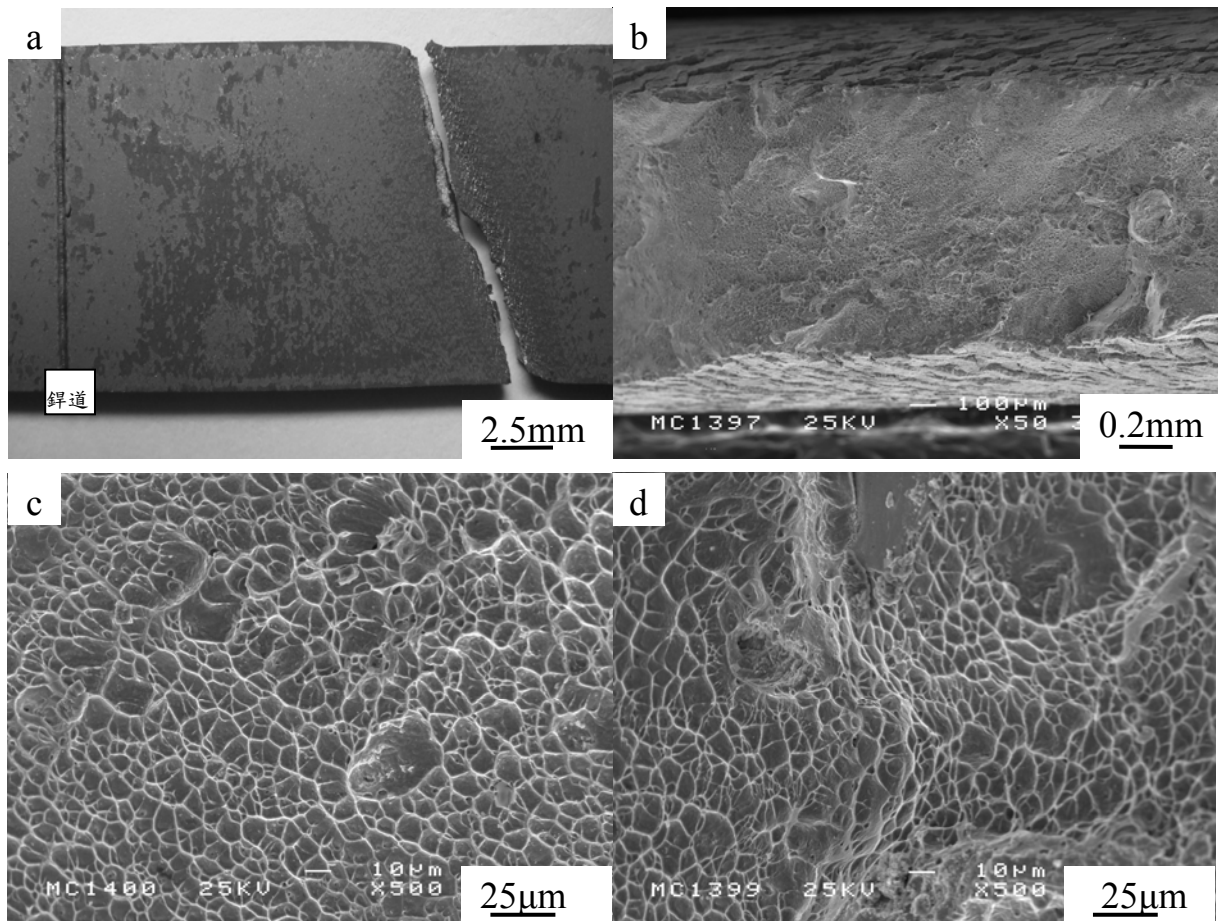


圖 4-54 旋形 C-250 EBW 鐸件經 1150 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 拉伸試片破斷圖：(a) 鐸件 OM 巨觀；(b) 破斷截面 SEM；(c) 非均勻漩渦狀顯微組織 SEM；(d) 漩渦狀及空孔顯微組織 SEM。

## 5. 均質化熱處理(1150 /1h/AC)+時效熱處理(480 /6h/AC)

圖 4-55 為 C-250 旋形電子束鐸件經 1150 /1h/AC + 480 /6h/AC 熱處理之拉伸破斷試片。由巨觀相片圖 4-55 a 顯示，破斷發生在母材處，呈現不規則破斷現象。同時觀察 SEM 巨觀破斷面（圖 4-55 b）顯示，準劈裂面破斷現象較明顯，顯示經長時間高溫均質化熱處理，使材料偏脆性、延伸率降低。圖 4-55 c 為延性低的劈裂面及淺的漩渦狀顯微組織，圖 4-55 d 為經高溫均質化熱處理後，部份區域漩渦狀組織呈現粗大化。

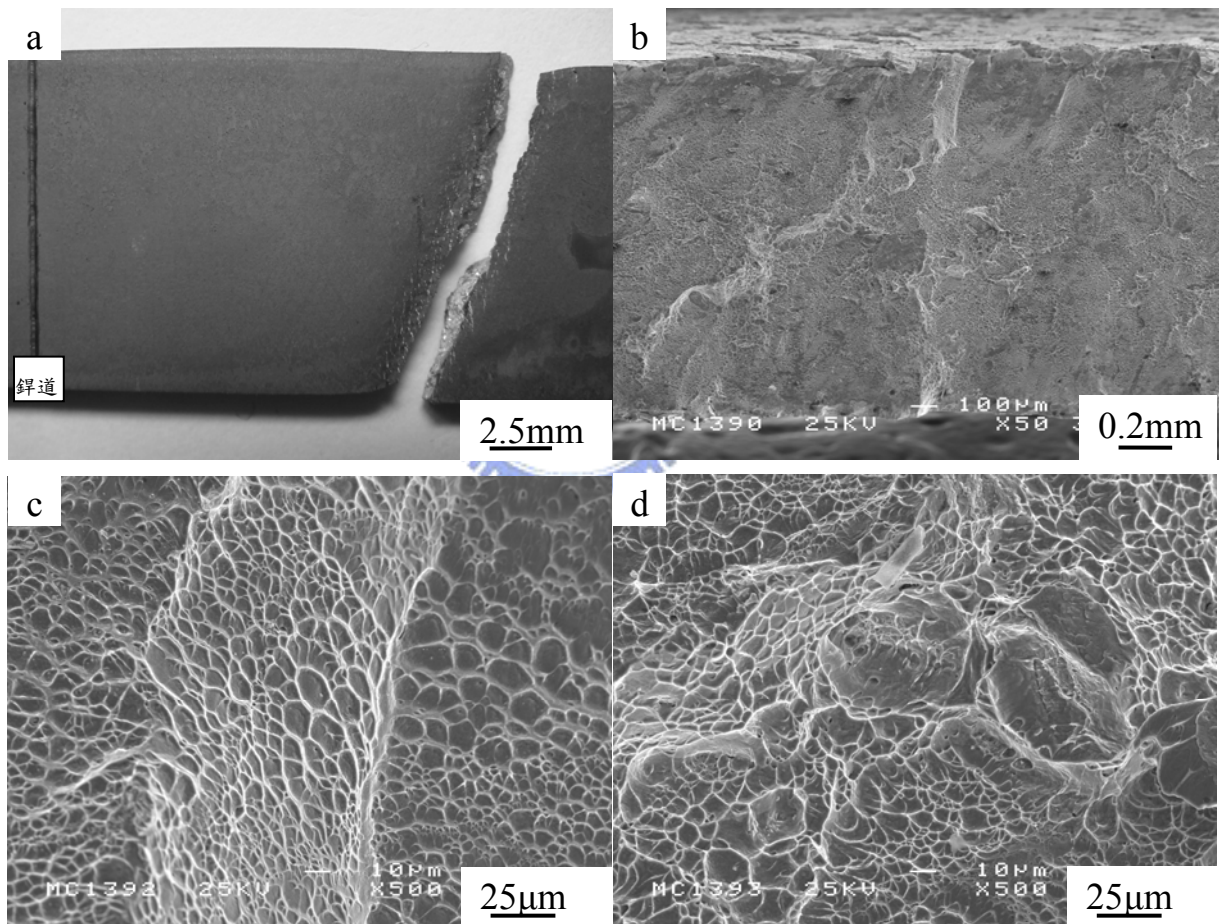


圖 4-55 旋形 C-250 EBW 鐸件經 1150 /1h/AC + 480 /6h/AC 拉伸試片破斷圖：(a) 鐸件 OM 巨觀；(b) 準劈裂破斷截面 SEM；(c) 延性低的劈裂面及淺的漩渦狀顯微組織 SEM；(d) 粗大化漩渦狀顯微組織 SEM。

#### 4.6.5 本節結論

1. 經微硬度量測、OM 金相及 SEM 觀察，短時間 3 分鐘均質化熱處理對薄壁 1.7mm 58% 旋形麻時效鋼與施以一小時之熱處理效益是相同的，可提供後續工程熱處理上的選用。
2. 時效析出強化前分別施以 810 、940 、1150 不同溫度熱處理後，以 810 /3min/AC + 480 /6h/AC 熱處理條件之降伏（1922 MPa）及抗拉強度（1964 MPa）為最高；延伸率則以 940 /3min/AC + 480 /6h/AC 熱處理條件為最佳（5.1%），隨著熱處理溫度提升至 1150 時，因再結晶晶粒粗大化的關係，造成材料偏脆及延伸率下降。
3. 麻時效鋼電子束鐳件經 940 /3min/AC 再施以標準時效熱處理後，已可大幅消除鐳道內之逆變態沃斯田鐵池，且鐳道開始發生再結晶現象。
4. 旋形電子束鐳件經高溫均質化熱處理雖可消除鐳道之逆變態沃斯田鐵池，但由於過高的均質化溫度，於實際生產製程中工件產生變形是設計者必須考量的問題。



## 五、結論

### 5.1 旋形試件之熱處理性質

1. 板條狀麻田散鐵組織之 C-250 麻時效鋼經 58% 壁厚減縮率之順流旋形加工後，微硬度值提升 11.7%，具有加工硬化之效果。且冷作加工後其微硬度值呈近似水平分佈，顯示 C-250 麻時效鋼冷作成形性佳，非常適合旋形加工製程。
2. 旋形 C-250 麻時效鋼經不同時效熱處理後，以 480 °C/6h/AC 條件為最佳，因加工硬化及時效析出強化之複合作用，其降伏 (2014 MPa) 及抗拉強度 (2058 MPa) 為最高，分別高出規範值 19% 及 17%。540 °C/6h/AC 過時效熱處理，因析出粒子粗大化及微量質軟的逆變態沃斯田鐵相的生成，獲得較佳的延伸率 (8.2%)，並高出規範值 229%。
3. 若工程應用需求為較佳延伸性時，建議時效熱處理溫度不超過 540 °C，避免多量的逆變態沃斯田鐵相生成帶來之負面影響。
4. 旋形 C-250 麻時效鋼經 940 °C/3min/AC 熱處理即可有效消除冷加工之畸變組織，且試件也發生再結晶現象，再施以標準時效熱處理後，可有效提升材料延伸率，但由於過高的熱處理溫度，於實際生產製程中工件產生變形是設計者必須考量的問題。



## 5.2 旋形鋁件之熱處理

1. 58% 旋形麻時效鋼電子束鋁件經 480 °C/6h/AC 時效熱處理後，降伏強度及抗拉強度仍為最佳，分別高出規範值 14% 及 12%。然而，延伸率(1.7%)已無法滿足 AMS 6520D 規範規格。540 °C/6h/AC 過時效熱處理，因析出粒子粗大化及母材產生微量的逆變態沃斯田鐵，獲得較佳的延伸率(4.8%)，高出規範值 92%，可有效改善鋁件直接時效熱處理後，材料延伸率不足之問題。
2. 58% 旋形麻時效鋼電子束鋁件經 810 °C/3min/AC，再施以標準時效熱處理後，雖可改善鋁後直接時效熱處理，材料延伸率不足之問題，但仍無法消除鋁道逆變態沃斯田鐵生成。當施以 940 °C/3min/AC + 480 °C/6h/AC 熱處理時，已可大幅消除鋁道逆變態沃斯田鐵池，且降伏、抗拉強度及延伸率均滿足 AMS 6520D 規範規格。提供後續工程應用上之選擇。
3. 經微硬度量測、OM 金相及 SEM 觀察，短時間 3 分鐘均質化熱處理對薄壁 1.7mm 58% 旋形麻時效鋼與施以一小時之熱處理具有相同的效益，可提供後續工程熱處理上的選用。然而，材料經短時間熱處理，對材料之應力腐蝕、抗疲勞或其他負面問題值得後續探討及研究。
4. 旋形 C-250 麻時效鋼電子束鋁件經高於 970 °C 熱處理溫度時，雖可大幅改善鋁直接時效熱處理後鋁道所產生的逆變態沃斯田鐵池，但由於過高的溫度，導致晶粒粗大化及材料偏脆化的負面影響是設計者必須考量的問題。

### 5.3 未來研究與發展方向之建議

1. 對旋形 C-250 麻時效鋼進行短時間溫度與晶粒細化及  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  相變化實驗，以研究旋形加工與相變化對晶粒細化與機械性質的影響。
2. 旋形 C-250 麻時效鋼電子束銲件經三分鐘前置固溶熱處理，與 AMS 6512E 規範標準具有相近的機械性質之效益，但短時間熱處理是否使偏析元素完全重溶於基體及時效析出之強化機構，進行 TEM 研究與分析。
3. 麻時效鋼電子束銲件經短時間固溶熱處理後，其應力腐蝕、高溫拉伸、材料疲勞性質等機械性質進行探討及研究。
4. 旋形麻時效鋼電子束銲件經 970 °C 熱處理後，金相圖可觀察得到在母材及銲道晶界處，有類似顆粒物質聚集於拉伸試片破斷面中，大型漩渦狀發現有顆粒狀夾雜物存在，成為拉伸試片破裂產生之起始點。由於，這些夾雜物對材料機械性質有極大的影響，後續可針對此一現象在原材料冶金過程中，何以形成與如何消除進行探討與研究。
5. 銲接「能量」與固溶熱處理「時間」、「溫度」，對銲道內逆變態沃斯田鐵池之影響進行探討與研究。

## 六、參考文獻

1. 魏振宇，「馬氏體時效鋼的強度」，國外金屬材料，1985。
2. S. Floreen, “Metals handbook,” American Society for Metals, 9<sup>th</sup> Ed., Vol.1, pp.445-452.
3. 李義剛，「熱處理對流旋型麻時效鋼 EBW 銲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。
4. 李衍榮，「板條狀顯微組織對流旋型麻時效鋼 EBW 銲件之機械性質影響」，國立交通大學，碩士論文，民國 93 年。
5. 李衍榮，「旋形量與電子束能量對 C-250 麻時效鋼銲件機械性質之影響」，國立交通大學，博士論文，民國 97 年。
6. 李遠明，「超高強度麻時效鋼之不加填料焊接研究」，國立台灣大學，碩士論文，民國 77 年。
7. Z. Paley, “The heat treatment of 18% Ni maraging steel,” Welding Research Supplement, pp.245s-252s, June 1969.
8. 李衍榮、吳興國、周長彬、黃俊榮、李義剛，「高溫對流旋形麻時效鋼電子束銲件機械性質與顯微組織之影響」，銲接與切割，第十七卷第四期，66-74 頁，民國 96 年 12 月。
9. R. F. Decker, J. T. Each and A. J. Goldman, “18% nickel maraging steels,” Transaction of the American Society for Metals, Vol.55, pp.58-76, 1962.
10. 黃文彬、蔡履文，「18%麻時效鋼焊件低應變速率氫脆特性」，銲接與切割，第 7 卷第 4 期，1-13 頁，民國 86 年 7 月。
11. S. Floreen and R. F. Decker, “Heat treatment of 18% Ni maraging steel,” Transaction of the American Society for Metals, Vol.55, pp.518-530, 1962.
12. J. C. Hamaker and A. M. Bayer, “Applications of maraging steels cobalt,” 1968.
13. “MIL-S-46850B, Steel, Bar, Plate, Sheet, Strip, Forgings, and Extrusion, 18% Nickel alloy, Maraging, 200ksi, 250ksi, 300ksi, high quality,” 10 Sep., 1976.
14. 盧禎發，「T-300 超高強度麻時效鋼焊件之機械特性研究」，國立台灣大學，碩士論文，民國 82 年。
15. 姜越，「超高強度馬氏體時效鋼的發展」，特殊鋼，第 25 卷第 2 期，2004 年 3 月。

16. Norman Kenyon, "Effect of austenite on the toughness of maraging steel welds," Welding Research Supplement, pp.193-198, May 1968.
17. D. R. Squires and E. A. Wilson, "Effect of cobalt on impact toughness of steels," Materials Science and Technology, pp.52-54, 1994(10).
18. R. F. Decker, J. T. Eash and A. J. Goldman, "18% Nickel maraging steel," Transaction of American Society for Metals, Vol.55, pp.58-76, 1962.
19. D. Kalish and H. J. Rack, "Thermal embrittlement of 18% Ni(350) maraging steel," Metallurgical Transactions, Vol.2, pp.2665-2672, 1971.
20. X. Li and Z. Yin, "Reverted austenite during aging in 18 Ni(350) maraging steel," Materials Letters, pp.239-242, 1995(24).
21. D. A. Corigan, "Gas-shield arc welding of 18% nickel maraging steel," Welding Research Supplement, pp.289-294, July 1964.
22. Sha W and Cerezo A, "Atom probe field-ion microscopy study of aging behaviour of a Co-free maraging steel," Surface Science, pp.278, 1991, 246(4).
23. K. T. Tharian , D. Sivakumar and R. Ganesan, "Development of new nickel, cobalt free maraging steel," Mater.Sci.Tech., 1991.
24. J. E. Campbell, F. J. Barone and D. P. Moon, "The mechanical properties of the 18% nickel maraging steels," DMIC Report 198, pp.7-12, Feb.1964.
25. 黃曉旭, 「少 Ni 無 Co 新馬氏體效鋼的研究」, 哈爾濱大學, 碩士論文, 民國 79 年。
26. R. P. William and S. R. Lee, "The partial substitution of manganese for nickel in maraging steel," Transaction of the American Society for Metals, 1996(59).
27. 劉云旭, 金屬熱處理原理, 機械工業出版社, 北京, 1981。
28. Y. J. Lee , M. C. Kung , I. K. Lee and C. P. Chou, "Effect of lath microstructure on the mechanical properties of flow-formed C-250 maraging steels," Materials Science and Engineering A, Volume 454-455 , pp.602-607, 2007.
29. 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, Vol 1., pp.1551-1559, June 1970.

30. 李衍榮、周長彬、李義剛，「逆沃斯田鐵對流旋型麻時效鋼電子束銲件之影響」，銲接與切割，17卷3期，59-64頁，2007.9。
31. “ASM committee on spinning,” ASM Metal Handbook, Vol.4, pp.317-322, 1969.
32. Leifeld Co., Technical Bulletin, NO.3 and NO.8.
33. Charles H. Wick, “Chipless machining,” Manufacturing Engineering, Volume 1, pp.73-77, 1978.
34. 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。
35. 孫觀、鍾樹模、楊永盛、廖文榮，「流旋型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。
36. 孫觀、鍾樹模、楊永盛、廖文榮，「流旋型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。
37. 王文雄輯譯，「析出硬化合金之熱處理」，熱處理專輯，77-83頁，1981。
38. 何毅、劉凱，「固溶溫度對超純淨 18Ni (350) 馬氏體時效鋼斷裂韌性及微觀組織的影響」，金屬學報，381-386頁，2003。
39. 張強、張立武等，「固溶處理對T-250 馬氏體時效鋼的組織及力學性能的影響」，材料熱處理學報，31-34頁，2004。
40. 伊钟大，馬氏體效鋼的強韌性和形變熱處理，哈爾濱工業大學出版社，1983。
41. 關春波，「熱處理工藝對馬氏體時效鋼組織及性能的影響」，哈爾濱大學，碩士論文，2005。
42. 劉福廣，「旋壓態 T-250 無鈷馬氏體時效鋼的組織與性能研究」，西北工業大學，碩士論文，2007。
43. 洪祖昌，「電子束銲接技術」，機械月刊，第五卷第三期，177-122頁，民國68年3月。
44. 洪榮哲，「電子束銲接法」，機械月刊，第十一卷第十一期，100-106頁，民國74年11月。
45. 王總守，「電子束銲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。

46. 周長彬、蔡丕椿、郭央謙，銲接學，全華科技圖書股份有限公司，台北市，1991。
47. 隋芙蓉、霍立興、張玉鳳，「電子束銲接技術在工業中的應用與發展」，電子工藝技術，第23卷第2期，56-58頁，2003年3月。
48. 劉春飛、張益坤，「電子束銲接技術發展史、現狀及展望 (I)」，航天製造技術，33-42頁，2003年2月。
49. 楊永盛，「電子束銲接原理與特性」，新新季刊，第十四卷一期，74-81頁，民國75年。
50. F. Smith and J. Milewski, "Electron beam welding comes through in exacting job," Welding Journal, Vol.80, Number6, pp.43-46, June 2001.
51. J. F. Lancaster, "The physics of welding, pergamon press," pp.268-285, 1984.
52. 姜志華、蔡金譯，銲接冶金概論，徐氏基金會，台北市，1987。
53. 李學志，電子束銲接製造技術之研究，中山科學研究院第二研究所 CSIRR-82B-F51，1993年2月。
54. 李義剛、許覺良、周長彬，「固溶處理對流旋型麻時效鋼電子束銲接後之顯微組織影響」，銲接與切割，第十二卷第六期，25-32頁，民國91年。
55. H. B. Cary, Modern Welding Technology, Prentice- Hall, Englewood Cliffs, N. J. , pp.419-426, 1979.
56. J. W. Giachino, "Arc welding," American Technical Society, Chicago, pp.163, 1977.
57. J. Lancaster, Handbook of Structural Welding, Abington Publishing, McGraw-Hill Company, N.Y., 1992.
58. 李衍榮、吳興國、周長彬、黃俊榮、李義剛，「高溫對流旋形麻時效鋼電子束銲件機械性質與顯微組織之影響」，銲接與切割，第十七卷第四期，66-74頁，民國96年12月。
59. 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.
60. AMS 6512E , Steel , Bars , Forgings , Tubing , and Rings --18Ni-7.8Co -4.9Mo-0.40Ti-0.10Al – Consumable Electrode Vacuum Melted , Annealed ,

- Aerospace Material Specification , The Engineering Society For Advancing Mobility Land Sea Air and Space , Revised APR 2005.
61. AMS 6520D, Steel, Maraging, Sheet, Strip, and Plate--18Ni-7.8Co-4.9Mo-0.40Ti-0.10Al –Consumable Electrode Melted , Solution Heat Treated, Aerospace Material Specification, The Engineering Society For Advancing Mobility Land Sea Air and Space, Revised FEB 2006.
  62. 呂璞石、黃振賢，金屬材料，文京圖書，民國 79 年 8 月。
  63. 楊春欽，「X-射線之能量分佈分析法與掃描電子顯微鏡」，新新季刊，133-140 頁，民國 68 年。
  64. 李衍榮、吳世基、黃嘉麟、黃俊榮、周長彬，「熱處理溫度對流旋形麻時效鋼機械性質與顯微組織之影響」，金屬熱處理，53-62 頁，2007。
  65. 李義剛、吳家振、許覺良、周長彬，「麻時效鋼C-250 流旋形後熱處理對機械性質的影響」，金屬熱處理，第 67 期，14-22 頁，1990。
  66. 吳軍、張立武、王常建，「時效處理對 T-250 鋼電子束銲接接頭組織及性能的影響」，宇航材料工藝，第四期，57-61 頁，2003。
  67. Y. J. Lee, I. K. Lee, S. C. Wu, M. C. Kung and C. P. Chou, “Effect of post-weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of electron beam welded flow formed maraging steel weldment”, Science and Technology of Welding and Joining, Volume 12, Number 3, pp. 266-273(8), April 2007.
  68. Y. J. Lee, S. C. Wu, J. L. Chang, C. P. Chou and I. K. Lee, “Effects of stress relief coupled with reduced EBW energy on flow formed maraging steel weldment”, Science and Technology of Welding & Joining, Volume 13, Number 5, pp. 462-466(5), September 2008.
  69. 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, Vol.352, pp.318-324, 2003.
  70. D. A. Canonico, “Gas metal arc welding of 18% nickel maraging steel,” Welding Journal, pp.433-442, Oct. 1964.