

國立交通大學

機械工程研究所

碩士論文

多元高熵合金與 304 不銹鋼異種銲接研究

The Study of Dissimilar Metal Welding of Multi-component
High-entropy Alloys with Stainless Steel 304



研究生： 潘聖富


指導教授： 周長彬 教授

中華民國 九十四 年 六 月

一、前言

1.1 研究動機

長期以來，合金系統的開發大多以一個金屬元素為主，並添加其他元素來改良其合金之性質，諸如鐵合金、銅合金、鋁合金等。鑒於以往合金系統的開發侷限在一個或兩個主要元素，且合金系統發展近年來已面臨瓶頸，清華大學葉均蔚教授乃開創多主元素之高熵合金新觀念，運用鐵、鋁、金...等元素共同組成，每種元素至多不超過 35 at%，經各種元素排列組合後，可組合成許多種新合金，此新合金可較傳統合金更耐蝕、更耐高溫、硬度高且不易氧化，除應用其機械特性外，配合化學特性、物理特性(光、電、磁、熱)，其應用範圍甚廣，應用領域包括如下：

- 
- (1) 高硬度的耐磨、耐溫、耐蝕工具、模具、刀具。
 - (2) 利用噴塗、濺鍍、硬鉍或鑄造包覆法製作各種構件之硬面，如高爾夫球頭打擊面、油壓氣壓桿、鋼管壁面及滾壓筒面。
 - (3) 變壓器、馬達磁心、磁頭、磁碟、磁光碟等。
 - (4) 化學工廠、船艦之耐蝕高強度材料。
 - (5) 渦輪葉片、鉸接材料、熱交換器及高溫爐之材料。
 - (6) 儲氫材料。
 - (7) 微機電材料。

鉸接為現今工業常用之機械零件接合方式，其依加熱源與作業方式之不同，包含電弧鉸、電阻鉸、摩擦鉸、軟鉸與硬鉸、雷射鉸等；無論是大型構

件接合，如建築、橋樑、船舶、飛機，甚至太空梭和火箭，或是微小的積體電路接腳，均需使用銲接方式接合。

然而，高熵合金為近年國內自行開發出來的新材料，為我國獨步全球的開發與創始，故高熵合金之各種機械、化學、物理特性和製造、加工、接合方式上，均缺乏相關學術文獻與實務經驗可供參考；因此，本研究針對高熵合金之銲接性特性進行一系列實驗與結果探討，期望藉由銲接性能之研究，促進高熵合金之實務應用與擴展其應用範圍。

1.2 研究目的

本研究主要研究目的為探討銲接對高熵合金機械性質與顯微組織之影響，並研究其銲接性能，作為未來實務應用之參考。

本研究預期完成之工作項目包括：

1. 高熵合金與異質材(304 不銹鋼)異種銲接之銲接性能研究。
2. 高熵合金與異質材(304 不銹鋼)銲接熱影響區成分與顯微結構分析。
3. 高熵合金與異質材(304 不銹鋼)銲件機械性質與微觀組織之關係探討。

二、文獻回顧

2.1 研究背景

傳統上，合金之設計及選擇幾乎都採用一個元素或一個化合物為主，例如鋼鐵材料以鐵元素為主，鋁合金以鋁元素為主，鎳基超合金以鎳元素為主[1, 2]。傳統合金設計理念限制了合金成份的自由度，並因而限制特殊微結構及性能的發展。

近年來，日本東北大學 Inoue 教授研究出大尺寸非晶質材料 (bulk amorphous materials)，在美國受到相當大的重視，已有幾所著名大學與國家級實驗室，從事此大尺寸非晶質材料的探討[3-7]。其觀念乃利用原子半徑顯著不同的至少三種元素，從高溫液態冷卻成固態時，仍保持（或大略保持）液態的狀態（該液態相當於非晶質狀態）；由於非晶質合金中沒有晶界及析出相，且其原子鍵結較一般結晶合金強，因此，非晶質合金具備良好的軟磁性、永磁性、抗腐蝕性及機械性質等[8-13]。

雖然大尺寸非晶質合金在尺寸上有相當不錯的進展，但其合金設仍不脫離以一種元素為主的架構。有鑑於此，國立清華大學材料科學工程系「高性能金屬實驗室」，乃於 1995 年提出新的合金設計觀念：“高熵合金(high-entropy alloys)”，以突破傳統上的限制[14]。傳統合金的單一主元素都至少在 50 % 以上，高熵合金則顛覆此一傳統合金觀念，強調用五個以上的主元素來製作合金，每個元素含量不超過 35 %。由於主元素很多，高亂度或高熵成為其異於傳統合金的基本特色。在此一新合金觀念下能產生的合金難以計數，遠超

過傳統合金：週期表中有 80 種金屬元素，取 13 種以等莫耳量配製成 5、6、7、8、9、10、11、12、13 元素的等莫耳合金，即可產生 7099 種合金。以此為基礎合金，增減成份比例，就可以衍生出 7099 個合金系統。反觀常見的傳統合金系統，卻僅約 30 種而已。

目前傳統合金的發展已趨於飽和，大部分都已有探討文獻可供參考，很難再創造新的合金系統或在舊的合金系統中創造新功能合金。欲突破此一瓶頸，唯有顛覆傳統的合金觀念。如今清華大學材料科學工程系不但提出此一突破性「多主元素」合金觀念，並且確立此類合金領域是一個可合成、可製程、可分析、可掌控的領域，具有許多學術及應用價值。就實用性而言，若無法找到功能合適的傳統合金，那麼高熵合金領域就成為解決問題的機會

[3]。



2.2 高熵合金的定義

所謂高熵合金，就是 n 個主要合金元素的 n 元合金，特別是指五元以上的合金，例如等莫耳比合金（各組成元素之莫耳數相等）即是極端的代表。若以七元等莫耳合金為例，任取 13 種元配置，共可產生 1716 組合，合金數量之多可見一斑。

高熵合金的自由度大，可選擇的合金元素很多種，其中有輕元素、較重元素、重元素；有低熔點元素、中熔點元素、高熔點元素；有小原子半徑元素、中原子半徑元素、大原子半徑元素；有強化合元素、弱化合元素等之差異。

利用這些元素不但可配成同類，或異類不同元素、不同特性的高熵合金，更可額外再添加微量元素（包括類金屬元素）以改質合金[15]。

2.3 高熵合金的特點

就材料科學工程的觀點，高熵合金有其特殊之處，簡述如下：

- (1) 就結晶構造而言：由目前的研究顯示[15-18]，高熵合金可以形成單一相的 BCC 或 FCC 結構。這顯示在沒有主元素的情形下，各種元素會互相固溶成單一結構，這種固溶結構值得深入研究。
- (2) 就擴散速率而言：由於熔融時是混亂排列，若凝固要分相，因需多種元素配合擴散，故新相（new phase）較難成核成長，此不但有助於奈米級微細相的形成，更有助於非晶質之形成，尤其是在製造塊狀非晶質合金(bulk amorphous materials) 方面。
- (3) 就熱力學而言：若以 8 種元素形成等莫耳比固溶體相（solid solution），計算其每莫耳的 configurational entropy change，得 ΔS 如下：

$$\begin{aligned}\Delta S &= -k \ln w = -R \sum X_i \ln X_i \quad i = 1 \sim 8, \quad X_i = 1/8 \\ &= R \ln 8 = 3 R \ln 2 \doteq 2.08 R\end{aligned}$$

此一數值甚大，根據 Richards rule，金屬由固態變成液態，其變化 $\Delta S_f = \Delta H_f / T_m = R$ ，也只有此值之一半。可見高熵合金之亂度是降低自由能的重大因素。相對於純元素相而言，因其自由能很低，亦有助於形成高熵的固溶體相。至於 strain energy 造成的 ΔH_s 對 ΔH 有甚大的貢獻，此

時即有助於液態相或非晶質相之安定性，因為液態相或非晶質相對 strain 有鬆弛的效果，不會因此造成自由能的上升。

一般觀念中，非晶質相不是安定相，但在此合金研究中已發現非晶質可以是安定相，例如傳統鑄造條件下即可形成，以及經 1000°C 12 小時退火後爐冷亦仍保留非晶質相，此項發現已修正非晶質相不安定的傳統觀念 [19]。

- (4) 就強化機構而言：多元高熵合金若為結晶性，將發揮極度地固溶強化 (solution strengthening) 效應，差排運動困難 (因為所有原子都成了 solute，對差排皆能造成阻擋作用)，強度極高；若為非晶質，則因無差排存在以利滑動變形，或有 shear band 形成，強度更高。先期的研究已證明，有些高熵合金的硬度可達 Hv1000 以上 (甚高於石英的硬度 Hv700)。
- (5) 就耐溫而言：由於高熵合金亂度大，加以高溫下亂度因素更形重要，高熵合金無論是結晶或非晶質固溶體都會更安定，仍藉由固溶強化或非晶質效應，可獲致極高的高溫強度。先期的研究證明 [16]，高熵合金在 1000°C 12 小時退火後爐冷，其極高硬度不具回火軟化現象 (目前工業上使用的合金鋼在超過 550°C 時即會回火軟化)。
- (6) 就應用而言：有潛力的應用將包括 near net shape 成形製程 (可省下機械加工、熱處理及表面處理的費用)，製成高硬度耐磨耐溫耐蝕工具、模具、刀具、機件、爐件，以及利用噴鍍 (spray coating) 或濺鍍 (sputtering coating)，製作各種構件之硬面等。至於其它特殊的性質，尚包括電化學、

導電、導磁、熱膨脹、熱傳導及吸氫等，將可能有諸多領域的應用：變壓器、馬達之磁心、磁屏蔽、磁頭、磁碟以及喇叭等。化學工廠、船艦之耐蝕高強度材料。超合金、銲接材料、高溫爐以及焚化爐之材料。精密量測之高強度低膨脹材料、電阻、熱電偶元件、儲氫材料。

此外，高熵合金似乎對成份中雜質元素的容忍度較大，將可由不同的金屬回收料或較不純料來配製，有助於降低成本及促進回收利用[15]。

2.4 高熵合金研究論文回顧

2.4.1 高熵合金性能研究[15-19]

- (1) 合金的硬度與所含元素種類與個數有關。含 Cu 多元合金硬度最低，含 Al 及含 Mo 多元合金則較高。隨著合金元素增多，硬度也會跟著提昇，但九元合金的硬度反而下降。硬度的提昇可歸因於高度的固溶強化效應、鍵結增強效應、微晶強化及非晶質無差排的綜合表現。含 Al 多元合金硬度高，是因為 Al 能增強鍵結及高晶格應變。含 Mo 比含 Cu 多元合金硬度高，是因為 Mo 能增強其它三種強化效應[16]。
- (2) 利用捶擊法所製得的薄片，七元及八元薄片基地中的樹枝相是由非晶質所構成。對於六元合金而言，必須在相當高冷卻速率才能獲得非晶質相。然而七元及八元合金在較低冷卻速率下，就能夠獲得非晶質相。因此，越多的組成元素和越高的冷卻速率，都有助於非晶質結構的存在。另外，在五

元至八元合金的薄片中，硬度值在六元時達到最大值 (Hv1049) [17]。

- (3) 高熵合金 FCC 系統的非晶質區域，硬度可低至 Hv255，高至 Hv1007。例如添加 Si 的 FCC 九元合金，可大幅增進非晶質銀色區域的硬度值高達 Hv1007，硬度較未添加 Si 的系統 Hv255 增加達加 395%。BCC 系統的非晶質基地相硬度介於 Hv470 至 Hv624，含 Nd 比含 Y 系統較具軟化作用[18]。
- (4) 多元合金的硬度隨元素個數增加而增加，合金元素越多，原子尺寸差異越大，固溶強化效果應越強，再加上微晶強化，鍵結增強及非晶質無差排綜合表現，使多元合金都有極高的硬度值。退火後非晶質相雖消失，但硬度只輕微下降，顯示高固溶強化的多元相，與高固溶的非晶質相硬度相差不大[15]。

- (5) 由 CuCoNiCrAlFe 六元非等莫耳合金之實驗結果，發現對 FCC 及 BCC 相改變最大的元素是 Cu 和 Al。其中 Cu 增加促進 FCC 相的形成，而 Al 增加促進 BCC 相的形成。而無 Al 的 CuCoNiCrFe 合金亦呈 FCC 結構，硬度僅為 Hv133；Al 原子半徑較另五種原子大，Al 增加時，FCC 晶格膨脹，內應力增加，進而增加固溶強化，增至 0.8 份時，開始有較開放且較強的 BCC 相形成，此時隨 BCC 體積比增加，硬度亦上升[19]。如圖 2-1 所示，可明顯看出合金硬度隨 Al 含量增加而增加，Al 含量 3 份的合金硬度是不含 Al 的五倍。

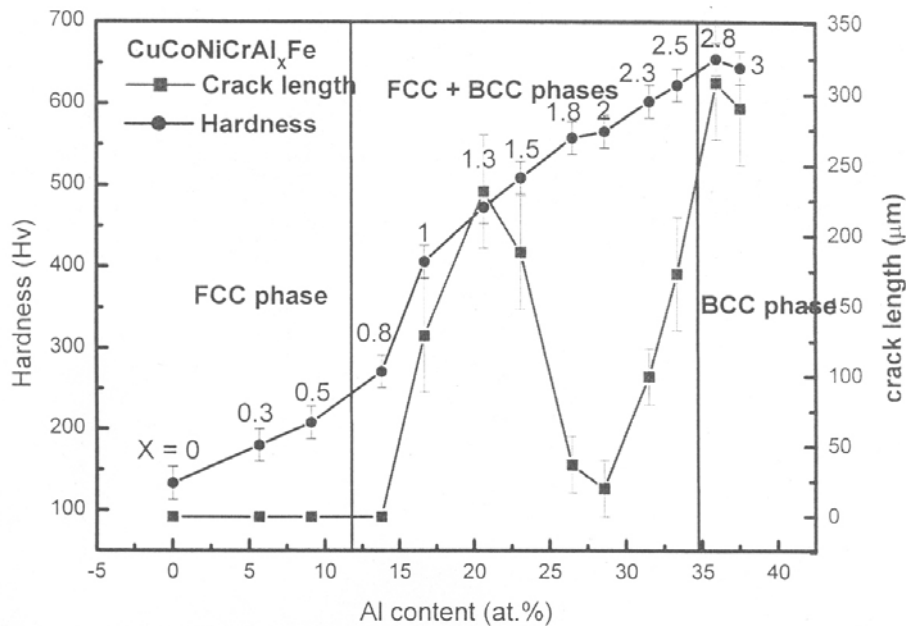


圖 2-1 不同 Al 含量合金之硬度值



- (6) CuCoNiCrAl_{0.5}Fe 合金具有良好延展性及加工硬化能力，其降伏強度可維持至 800°C，至 900°C 才開始大幅掉落，顯示其耐溫性極佳，如圖 2-2 所示。CuCoNiCrAlFe 及 CuCoNiCrAl₂Fe 合金在低溫時皆具有高強度，但隨溫度上升，強度逐漸下降[19]。如圖 2-3 所示，為不同 Al 含量的合金在高應變速率下，其降伏強度對溫度的比較；Al 含量越高者，其強度越高，但隨著溫度增加，Al 含量高者強度降低幅度亦較大。

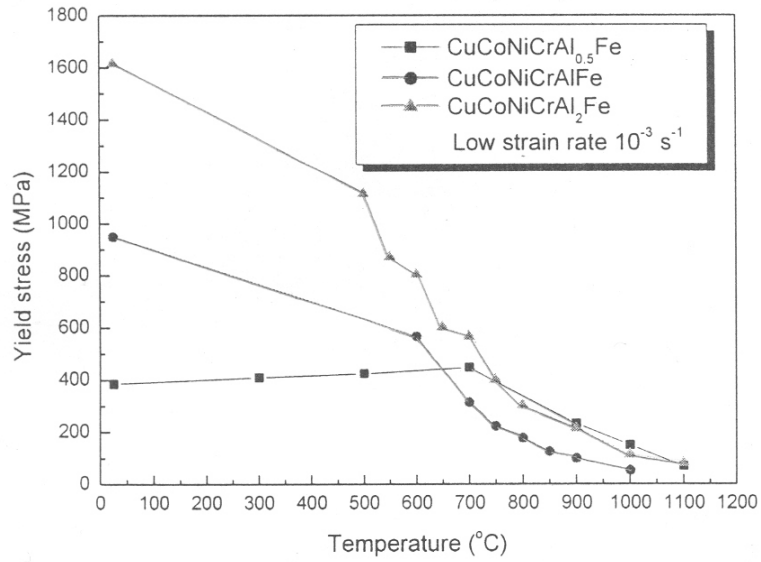


圖 2-2 不同 Al 含量高熵合金之降伏強度(低應變速率)

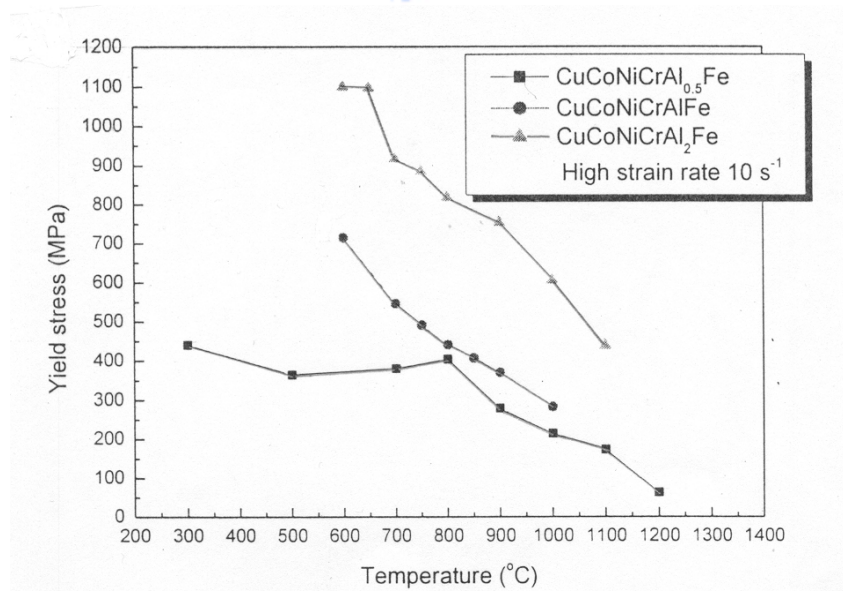


圖 2-3 不同 Al 含量高熵合金之降伏強度(高應變速率)

2.4.2 高熵合金銲接性質研究[20]

過去本實驗室學長對高熵合金異種銲接性能之研究結果如下：

- (1) 選用四種不銹鋼銲條與二種超合金銲條進行高熵合金異種銲接後，由銲道外觀品質結果，其銲條之優劣排序為 230、718、316、310、307、308；其中以 230、718 及 316 等三種銲條，對於 304 不銹鋼與六種高熵合金的異種材料 TIG 銲接，其銲道表面之巨觀品質為最佳。
- (2) 超合金 230 銲條對高熵合金施銲後，其銲件的抗拉強度值最佳，其次為不銹鋼 316 銲條。
- (3) $\text{FeCoNi}_2\text{CrAl}_{0.5}\text{MnCo}_{0.1}$ 高熵合金銲件之最大抗拉強度值為最佳，唯不適用不銹鋼 316 銲條。其次，以 $\text{FeCoNiCrCuAlCo}_{0.1}$ 高熵合金之銲件，適用各種不銹鋼及超合金銲條，且可得極高之銲件最大抗拉強度。以 $\text{FeCoNiCrCuAl}_{0.5}\text{Co}_{0.1}$ 高熵合金銲件之最大抗拉強度值最差。
- (4) 超合金 718 銲條銲接高熵合金可獲得最佳伸長率，其次為超合金 230 銲條。如以高熵合金的種類作比較，以 $\text{FeCoNi}_2\text{CrAl}_{0.5}\text{MnCo}_{0.1}$ 高熵合金銲件之伸長率為最佳，其次為 $\text{FeCoNiCrCuAlCo}_{0.1}$ 高熵合金銲件，以 $\text{FeCoNiCrCuAl}_{0.5}\text{Co}_{0.1}$ 高熵合金銲件之伸長率最差。
- (5) 以 FeCoNiCrCu 高熵合金母材之微硬度最高，其次為 $\text{FeCoNiCrCuCo}_{0.1}$ 高熵合金。 $\text{FeCoNiCrCuAl}_{0.5}\text{Co}_{0.1}$ 高熵合金母材之微硬度最低。
- (6) FeCoNiCrCu 高熵合金及 $\text{FeCoNiCrCuCo}_{0.1}$ 高熵合金銲件之熱影響區部份，具有類似「析出硬化」的現象，故其熱影響區硬度值高於母材部分。

2.5 銲接熔池凝固理論

2.5.1 熔池凝固特性介紹[21]

一般而言，電弧銲接熔池與鑄造鋼錠冷卻凝固之過程大致相同，均為使材料熔融後，在冷卻過程中成核和晶核長大，但是銲接熔池的凝固與鑄件之凝固又有下列之差異：

- (1) 熔池凝固是在連續冷卻條件下的非平衡結晶：熔池的體積小，在手工電弧銲的條件下，約為 $10\sim 30\text{cm}^3$ ，其質量僅為 $6\sim 100\text{g}$ ，而鑄錠可達幾噸至幾十噸重。由於熔池的體積小，一般認為，其周圍處於冷態的母材相對於熔池是無限大的吸熱器，所以，熔池的冷卻速度較鑄錠大，平均冷卻速度約為 $4\sim 100\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ ；而鑄鋼錠的平均冷卻速度因其形狀和尺寸不同，約為 $(3\sim 150)\times 10^{-4}\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 。由此可見，熔池的平均冷卻速度要比鑄鋼錠約大 10^4 倍。由於熔池體積小，冷卻速度大，又處在無限大的母材上，所以，熔池凝固過程是在連續冷卻條件下的非平衡結晶過程。
- (2) 熔池金屬處於過熱狀態：銲接熔池中各點的溫度不同，電極中心處的溫度最高，熔池邊緣是金屬母材熔點的溫度，呈現溫度遞減，所以，熔池中心部分溫度高，過熱度很大。用電弧銲在低碳鋼或低合金鋼上施銲時，熔池的平均溫度為 $1770\pm 100\text{ }^\circ\text{C}$ ，而熔滴的溫度約為 $2300\pm 200\text{ }^\circ\text{C}$ 。一般鑄鋼錠的溫度很少超過 $1550\text{ }^\circ\text{C}$ ，因此，熔池金屬處於過熱狀態。

熔池中各點的溫度不同，中間高，邊緣低，且處於過熱狀態，又由於熔池體積小，所以，熔池中的溫度梯度很大。在熔池凝固過程中熔池邊緣

的溫度梯度可比鑄件高 $10^3 \sim 10^4$ 倍[21]。

- (3) 母材金屬猶如熔池的"模壁":處於冷態的母材金屬包圍著銲接熔池,猶如熔池金屬的"模壁",但又與真正的鑄模不同,在"模壁"和熔池金屬之間並不存在空隙,因此,熔池在凝固過程中的散熱條件較鑄錠更為有利。
- (4) 熔池在運動狀態下凝固:鑄造時,熔融之鋼液澆入鑄模後是在靜止狀態下凝固,而一般電弧熔銲時熔池隨熱源等速移動,在熔池中金屬的熔化和凝固過程可視為同時進行,在熔池的前半部分進行著熔化過程,而熔池的後半部分則進行著凝固過程。熔池中的溫度分布也不均勻,前部高後部低。這將促使液態金屬從低溫區向高溫區流動,在熔池中造成對流。此外,銲接過程中無論是銲條或銲線擺動、惰性氣體吹入、熔滴下落、熔池內氣體逸出等都對熔池有攪拌作用,故熔池中熔融之金屬液在完全凝固前均呈現運動狀態[21]。

在上述之四種熔池凝固特性中,前三種對熔池凝固後銲件特性是不利的,只有第四種特性有利於銲件。其中熔池的體積小、冷卻速度大,使得含碳量高或含較多合金元素之鋼材,於銲後產生脆硬組織,甚至在銲道上產生裂紋;由於熔池金屬處於過熱狀態,合金元素的燒損現象比較嚴重,使得熔池中的非自發晶核的質點大為減少;由於熔池的冷卻速度快、溫度梯度大、冷態之母材金屬有利散熱,並且是合金元素凝固時的現成表面,這就使得銲道金屬中的柱狀晶特別發達,而等軸晶受到限制,只在銲道頂部有少量等軸

晶。熔池在動態下凝固有利於排除氣體和夾雜物，從而得到緻密佳和性能良好的鐸道組織。

2.5.2 熔池凝固的一般規律[21]

熔池凝固的過程實質上是熔池中的液態金屬結晶的過程。熔池金屬的凝固過程和一般金屬結晶一樣，也是一個成核和晶核長大的過程。

(1) 熔池中晶核的形成：結晶過程必須在過冷的條件下進行，成核的熱力學條件是由於過冷所造成的自由能降低，結晶的動力學條件是自由能降低的程度。這兩個條件在鐸接過程中都是具備的。

根據金屬學得知，成核方式有兩種：均勻成核和非均勻成核。均勻成核的晶格尺寸必須超過某一臨界值 r_k 才能穩定存在，否則又要重新熔回液態金屬中去。過冷度越小， r_k 值越大，就越不容易成核。由於熔池金屬處於過熱狀態，在凝固初始階段過冷度一般不會太大，均勻成核的可能性是極其微小的，在過熱度最大的熔池中心區域尤其困難。盡管熔池邊緣區域的過熱度較低，但均勻成核的可能性依然不大，因為這裡有現成的固相界面存在，是非均勻成核的良好位置，又因為非均勻成核所需要的成核能量比均勻成核為低，所以，均勻成核在此不大可能進行。

非均勻成核對鐸接熔池的凝固起著主要作用。鐸接熔池中有兩種現成的固相界面：一是合金元素或雜質的懸浮質點(一般情況下作用不大)；另一種是熔池邊界被加熱到半熔化狀態的母材晶粒表面，非均勻晶核就依附

在這種表面上，以柱狀晶的形式向熔池中心成長，形成所謂交互結晶，又稱聯生結晶，如圖 2-4 和圖 2-5 所示。

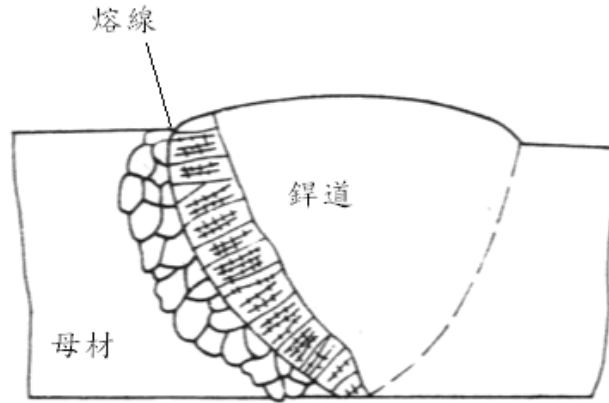


圖 2-4 鐳道熔線區母材晶粒上成長的柱狀晶

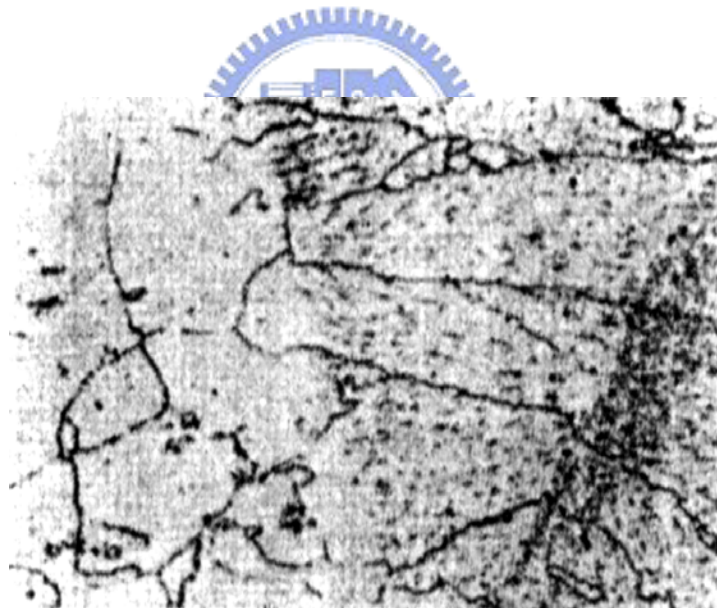


圖 2-5 不銹鋼潛弧鐳時之交互結晶

(2) 熔池中之晶核成長：晶核成長為金屬原子從液相向晶核表面的堆積過程。

熔池中晶核形成後，液相中的金屬原子就向晶核表面堆積，促使晶核成長，並不斷向較慢冷卻之熔池中心延伸。熔池凝固主要靠其中的非均勻晶

核—熔池邊界被加熱到半熔化狀態的母材晶粒，亦即熔池凝固之機制為晶核由靠近熔線處的母材為起點聯生成長。但是成長的趨勢各不相同，有的可伸展到鐳道中心，呈現明顯的柱狀；有的卻在長大時中途停止，不再繼續成長；有少數沒有明顯地長大。

熔池中聯生晶的成長趨勢決定於母材晶粒的優先成長方向和熔池的散熱方向之間的關係。母材晶粒的優先成長方向是由母材金屬晶格類型所決定的，是母材本身的固有屬性。對於立方系晶格之材料來說，優先成長方向是 $\langle 100 \rangle$ 晶向族，因為在這個晶向上原子排列最少，且原子間隙大，因而晶核易於長大。

熔池主要靠已結晶的固態晶粒散熱，垂直於熔池邊界方向上的溫度梯度最大，因而導熱最快，晶粒散熱條件最好，成長條件最有利。

當晶粒優先成長方向與最大散熱方向一致時，則最有利於晶粒長大，晶粒便優先發展，可一直長到熔池中心，形成粗大的柱狀晶。對於某些晶粒，初期這兩個方向比較接近，晶粒得以成長，但是在成長的過程中這兩個方向之間的差距越來越大，最後兩者相互垂直，或相互阻礙使得晶粒停止成長，這就是那些在凝固中途停止成長的晶粒。如果在熔池凝固初期，這兩個方向就幾乎垂直，那麼晶粒就沒有明顯長大。如圖 2-6 所示，鐳道中晶體的這種成長方式稱為柱狀晶選擇成長。

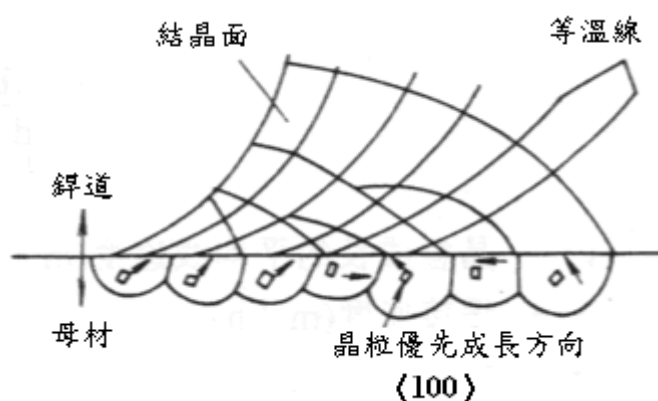


圖 2-6 鐸道中柱狀晶的選擇成長

2.5.3 熔池結晶的線速度[21]

實驗證明，熔池凝固時的結晶方向和結晶速度對鐸接質量有很大的影響，尤其是對裂紋、夾雜、氣孔等缺陷的產生影響更大。

鐸接熔池的邊界是橢球形的曲面，這個曲面就是結晶等溫面，熔池的最大散熱方向必垂直於結晶等溫面；因此，晶粒的成長方向也應垂直於結晶等溫面。但是，由於熔池隨著鐸接熱源的移動而前進，最大散熱方向在已成長晶粒的前沿處不斷改變方向，如圖 2-7 所示，Q 表示散熱方向，下標表示變化的順序。由於散熱方向改變，晶粒成長的主軸將是彎曲的，即圖中的 AB 曲線。這一點已為國外研究學者所證實。

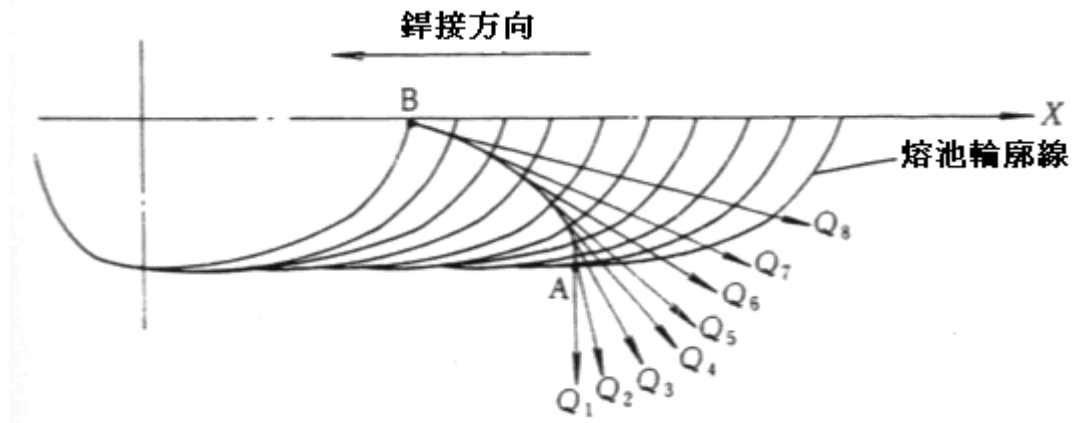


圖 2-7 晶粒的彎曲主軸形成圖

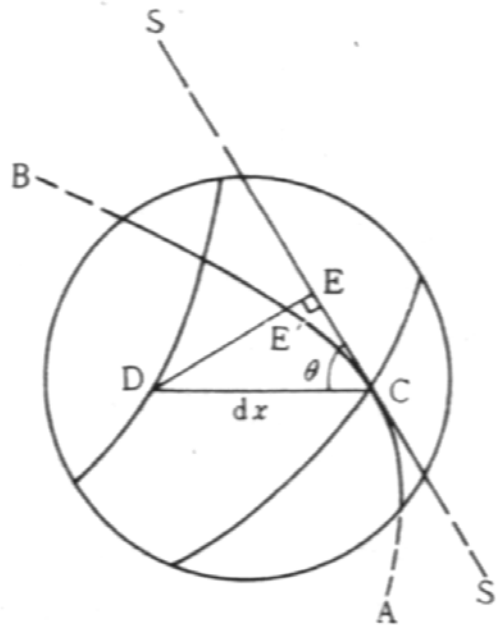


圖 2-8 晶粒成長線速度分析圖

在圖 2-7 中 AB 線上任取一個小區域，如圖 2-8 所示。晶粒主軸 AB 上任一點 C 的瞬時成長方向處於 C 點的切線 SS' 上，過 C 點做直線平行於銲接方向，與另一相鄰熔池輪廓線交於 D，那麼 θ 角就是晶粒成長方向與銲接速度方向間的夾角。過 D 點向 SS' 做垂線 DE，與晶粒主軸 AB 交於 E'。如果結晶等溫面(即

熔池邊界)在 dt 時間內沿 x 軸移動了 dx ，此時結晶面從 C 點移到 D 點。同時晶粒主軸由 C 點長到 E' 點。因 dt 時間很短，且 dx 極小，故可認為 CE' 弧等於 CE 。

在直角 $\triangle CDE$ 中有：

$$CE' \cong CE = dx \cos \theta$$

等式兩邊除以 dt ，可得：

$$CE/dt = dx \cos \theta / dt$$

$$\text{即 } v_c = v \cos \theta \quad (2-1)$$

式中 v_c — 晶粒成長的平均線速度(m/h)；

v — 鐸接速度(m/h)。

由式(2-1)可以看出：

- (1) 晶粒的平均線速度是變化的：由於晶粒主軸是彎曲的，在熔線附近， $\theta = 90^\circ$ ， $v_c = 0$ ；而在熔池中心 $\theta = 0$ ，則 $v_c = v$ 。這就是說，從熔線開始到熔池中心部分， θ 角自 90° 變到 0° ，而 v_c 由 0 變到鐸接速度。在熔線上晶粒成長的平均線速度最小，而在鐸道中心部位最大。
- (2) 鐸接操作參數對晶粒成長方向及平均線速度均有影響：當鐸接速度很大時， $\cos \theta = v_c / v \cong 0$ ， $\theta \cong 90^\circ$ ，因此，晶粒成長主軸的方向就近似垂直於鐸道熔線，如圖 2-9(a)所示。相反，當鐸接速度越小時，則晶粒成長主軸的方向越彎曲，如圖 2-9(b)所示。然而，採用過大的鐸接速度施鐸時，由於晶粒主軸垂直於熔線，易於在鐸道中心部位形成脆弱的結合面而導致縱向裂紋。鐸接沃斯田鐵鋼和鋁合金時應予以特別注意。

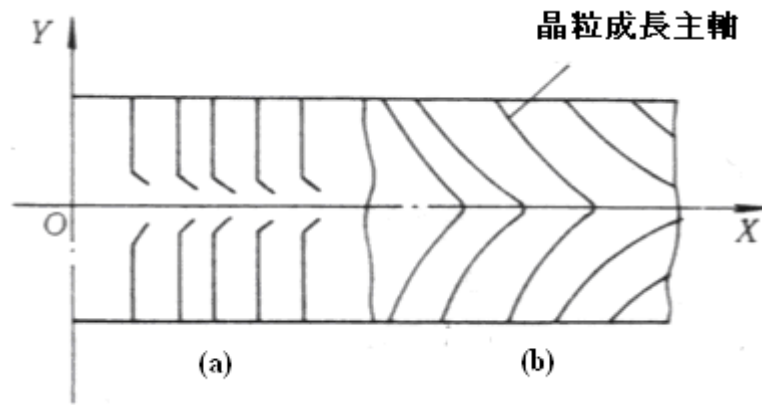


圖 2-9 銲接速度對晶粒成長的影響

(a)銲接速度很大時 (b)銲接速度較小時

2.5.4 熔池結晶的形態[21]

對銲道斷面進行巨觀組織分析，發現銲道中的晶體形態主要是以聯生結晶形成之柱狀晶和少量等軸晶所構成。此外，利用金相顯微鏡進行微觀分析，可發現在不同的銲接條件下各柱狀晶的成長方式不同；因此，晶內的共晶形態也不同(如平面晶、胞晶或樹枝狀晶等)。等軸晶內一般都呈現樹枝狀晶。

柱狀晶內共晶的不同形態是由熔池內液相成分的微觀不均勻性造成的。銲道金屬中所出現的共晶類型決定於結晶前沿的形態。而熔池結晶前沿又受其液相成分和結晶參數的影響。所謂結晶參數就是結晶方向上的溫度梯度 G 與結晶前沿的成長速度 R 之比。這些因素對結晶形態的影響如圖 2-10 所示；圖 2-11 所示為晶粒以不同形態成長時的結晶示意圖。

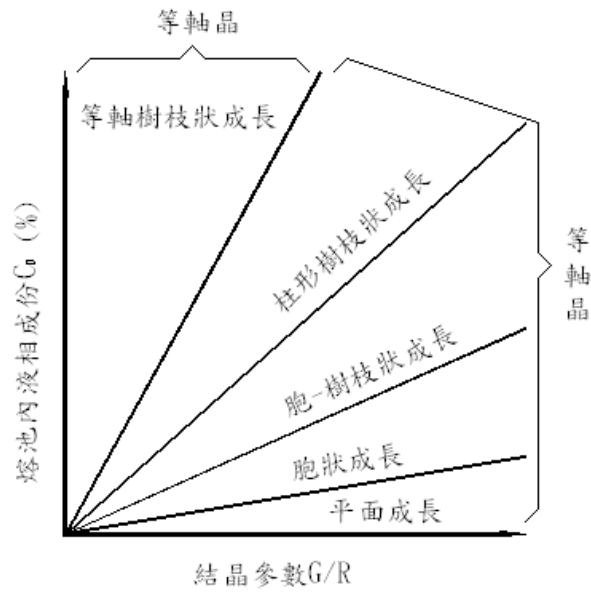


圖 2-10 熔池凝固時控制晶粒成長形態的因素

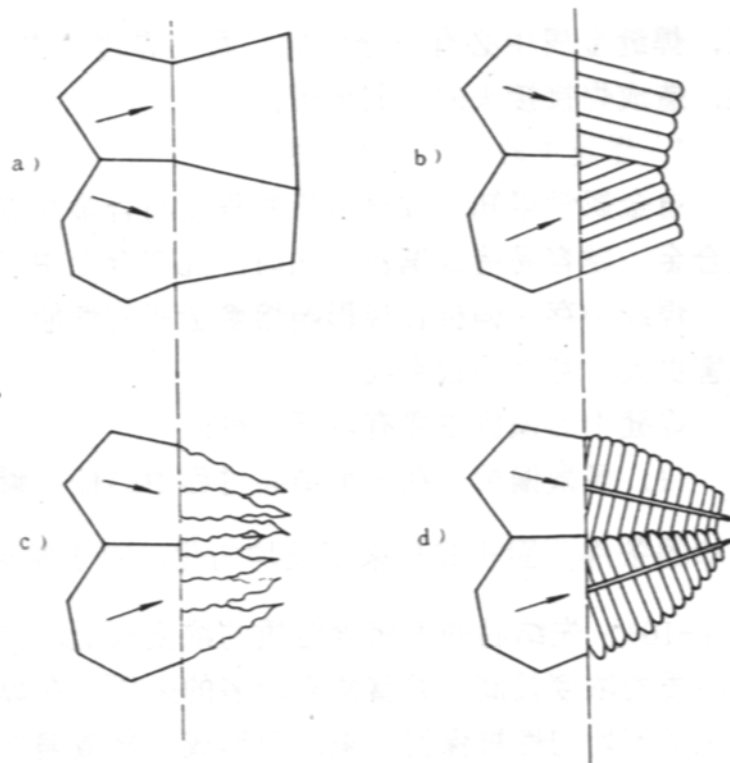


圖 2-11 結晶形態

(a)平面成長 (b)胞狀成長 (c)胞-樹枝狀成長 (d)柱形樹枝狀成長

(箭頭所指為晶粒優先成長方向，對於鋼為 $\langle 100 \rangle$)

如果熔池中的液態金屬成分保持不變，隨著比值 G/R 的減小，晶內的樹枝狀共晶增多，而隨著結晶時間的增長樹枝狀晶間的間距增大。當凝固即將終了時，結晶時間已經足夠長，樹枝狀晶能在某些點處成核，而生成等軸晶。對於銲接熔池來說，結晶速度 R 等於晶粒成長的平均線速度 v_c ，即

$$R = v_c = v \cos \theta$$

對於三向熱流，熔池尾端點的溫度梯度為：

$$G = T_m/x_1$$

式中 T_m —母材熔點；

x_1 —熱源中心和熔池尾端點間的距離。

已知在銲道中心位置 $\cos \theta = 1$ ， $R = v$ ，故：

$$G/R = (T_m/x_1) \times (1/v)$$

因為 x_1 隨著銲接速度的增加而增大，所以，隨著銲接速度的增大，結晶參數 G/R 減小。而在熔線附近 $\cos \theta = 0$ ， $R = 0$ ，故 G/R 的理論值為無窮大。

當銲接速度不變時，銲道中心的結晶參數 G/R 保持不變；而熔線近處的 G/R 為無窮大，又因為結晶速度 R 自熔線到銲道中心位置逐漸增大到銲接速度，所以，結晶參數 G/R 自熔線到銲道中心部位逐漸由無窮大減小到定值 $(T_m/x_1) \times (1/v)$ 。這就是說，自熔線向銲道中心伸展，銲道金屬內的樹枝狀晶增多，以至全部成為等軸樹枝狀晶(銲道中心部位)，如圖 2-12 所示。

總之，熔池金屬的結晶形態主要取決於三個因素：熔池的液相金屬成分、結晶參數和熔池的形狀。

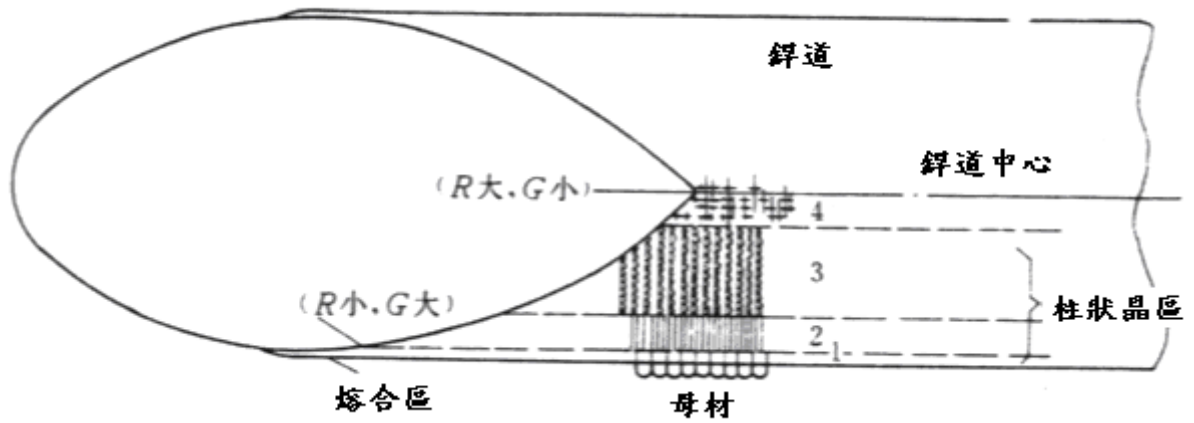


圖 2-12 銲道結晶形態的變化

(1—平面晶 2—胞狀晶 3—樹枝柱狀晶 4—等軸晶)



三、研究方法與步驟

3.1 實驗流程

本研究係以 AISI 304 沃斯田鐵不銹鋼與四種不同成份之高熵合金進行異種銲接，並探討其機械性質與顯微組織，進行一系列異種銲接研究分析，實驗流程如圖 3-1 所示。

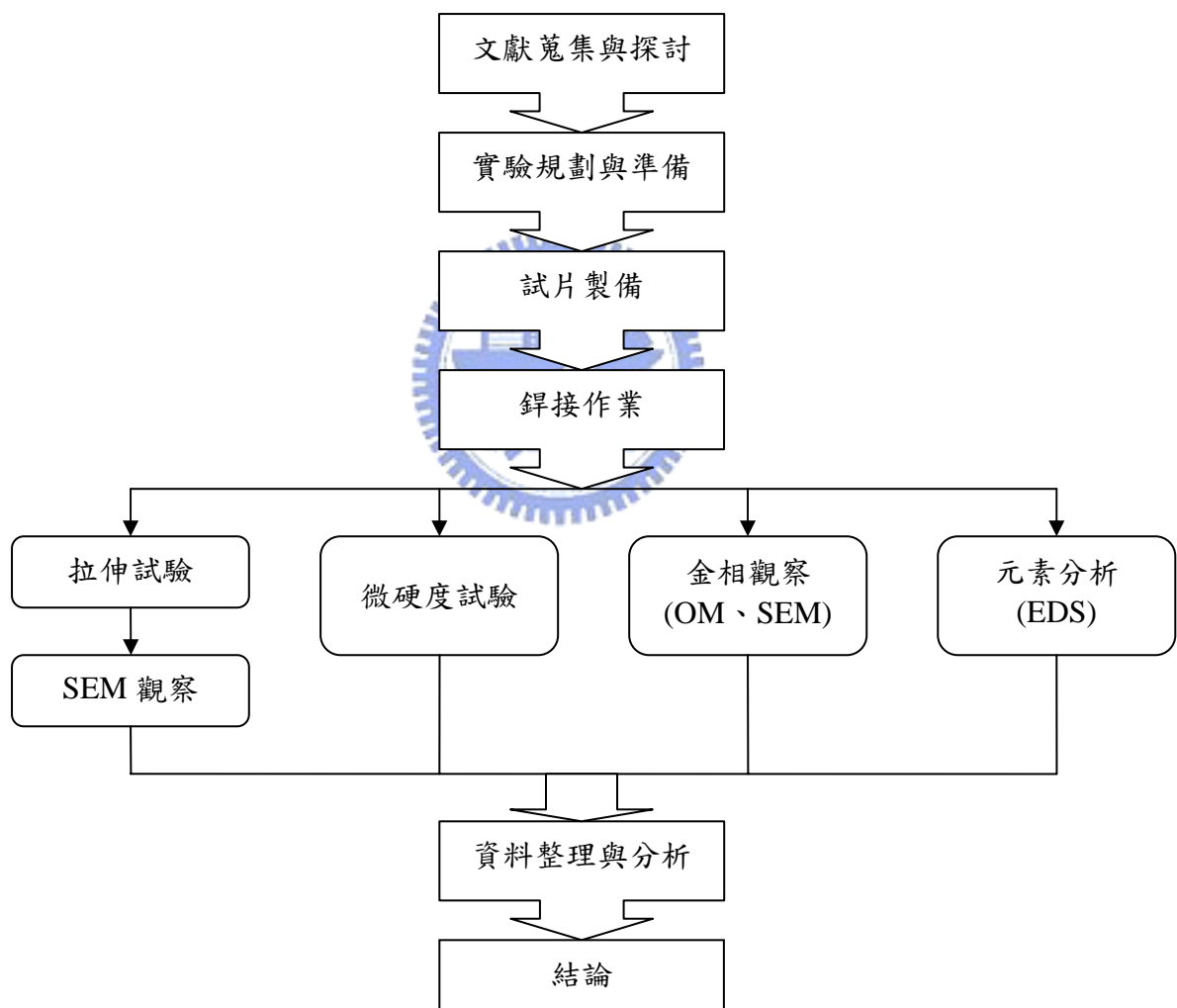


圖 3-1 實驗流程圖

3.2 實驗材料

3.2.1 銲接母材(base metal)

本研究之銲接母材為 AISI 304 沃斯田鐵不銹鋼與四種不同成份之高熵合金鑄件；其中，高熵合金係以大氣熔煉而成之鑄件，AISI 304 沃斯田鐵不銹鋼則為商用熱軋鋼板。表 3-1 為高熵合金之編號與合金成份表，表 3-2 則為 AISI 304 沃斯田鐵不銹鋼之成份表。研究過程中將高熵合金與 AISI 304 不銹鋼進行加工成所需尺寸後，進行異種銲接研究。

表 3-1 高熵合金鑄件編號及組成成份(at%)

No.		Fe	Co	Ni	Cr	Cu	Al	Mn	C	B	Mo
HA	設計比例	1	1	1	1	1	0.5				
	設計成份	18.18	18.18	18.18	18.18	18.18	9.09				
HB	設計比例	1	1	0.5	1		0.5				
	設計成份	25	25	12.5	25		12.5				
HC	設計比例	1.5		0.5	1	0.3		1			
	設計成份	34.88		11.62	23.25	6.97		23.25			
HD	設計比例	1	1	2	1		1				0.5
	設計成份	15.38	15.38	30.76	15.38		15.38				7.69

表 3-2 AISI 304 不銹鋼之化學成份(wt.%)

成份	C*	Si	Mn	P*	S*	Cr	Ni	Fe
含量 wt. %	0.08	0.44	0.95	0.04	0.04	18.7	8.16	Balance
(註：*表示最大值)								

3.2.2 填充金屬(filler metal)

本研究中，考量高熵合金為高 Ni 合金(Ni 元素含量>11.62at%)且 304 不銹鋼中亦含 Ni 之成份，選用含 Ni 成份之鐸條應可獲得良好之鐸接性能，並參考過去本實驗室學長之研究成果，選用超合金 230 及 718 鐸條，作為本次高熵合金與 304 不銹鋼 TIG 異種鐸接時之填充，以探討高熵合金與不銹鋼異種鐸接之性能與微觀組織。表 3-3 為超合金 230 及 718 鐸條之化學成份表。此外，為探討高熵合金與 AISI 304 直接進行異種鐸接之性能，且了解高熵合金在鐸接過程之流動性與鐸接性，以作為未來開發高熵合金鐸條之參考，故本研究中亦將四種高熵合金鑄件製成鐸條，作為實驗之鐸條。



表 3-3 填充金屬化學成份表(wt.%)

		Ni	Cu	Fe	B	Ti	Co	Al	W	Mo	Cr	S	P	Si	Mn	Nb	C
HAYNES 230*	MIN	REM	--	--	--	--	--	0.2	13	1	20	--	--	0.25	0.3	--	0.05
	MAX		0.5	3	0.00 3	0.1	3	0.5	15	3	24	0.01 5	0.03	0.75	1	--	0.15
INCONEL 718**	MIN	50	--	REM	--	0.65	--	0.2	--	2.8	17	--	--	--	--	4.75	--
	MAX	55	0.3		0.00 6	1.15	1	0.8	--	3.3	21	0.01 5	0.01 5	0.35	0.35	5.5	0.08
*REF : AMS 5839A																	
**REF : AMS 5832F																	

3.3 實驗步驟

3.3.1 TIG 異種銲接

本研究所探討之四種高熵合金鑄件，係在大氣環境下以高週波電爐熔煉而成，鑄錠尺寸約為 70 mm ×80 mm ×140 mm，鑄件利用銑床及磨床等工具機將其表面整平後，再以線切割加工加工成尺寸 70 mm ×80 mm ×2 mm 之高熵合金薄板，進行異種銲接研究。此外，AISI 304 不銹鋼係為商用滾軋鋼板，經加工為尺寸 70 mm ×80 mm ×2 mm 之薄板後，與高熵合金作異種材料銲接性能研究。

本實驗採用 HITACHI INVERTER PAIR 300GP 之交直流兩用 TIG 銲接機，其主要設備包括：銲炬、鎢極棒、氬氣鋼瓶、氣體調節器、空冷水冷兩用冷卻系統以及氣體導管水導管等。

銲接採用直流正極性 (DCEN) 銲接，即銲件接正極，鎢極把手接負極。如此銲接過程中將有 70 % 的熱量會集中於銲接母材，30 % 的熱量集中在鎢棒上，因此可得到深且窄之銲道形狀，亦可銲接較厚之板材。

表 3-4 為本研究中所使用之 TIG 異種銲接參數表，依此表進行銲接實驗後，進行一系列研究探討，以了解高熵合金與 AISI 304 不銹鋼異種銲接之性能與顯微組織之關係。

表 3-4 高熵合金異種銲接參數表

銲接母材		銲條種類	銲接電流 (A)	銲接走速 (mm/min)	氬氣流量 (l/min)	鎢棒直徑 (mm)
AISI 304 沃斯田鐵 不銹鋼	HA	230	65	140	5	2.4
		718				
		HA				
	HB	230				
		718				
		HB				
	HC	230				
		718				
		HC				
	HD	230				
		718				
		HD				

本實驗採用 TIG 平頭對接，銲接前先對各種高熵合金及不銹鋼薄板，利用銑床及磨床將其銲接表面整平，並以丙酮去除表面之水份或油漬，圖 3-2 為銲接母材接合示意，試片製備完成後，依表 3-4 所列之銲接參數進行 TIG 異種銲接試驗。

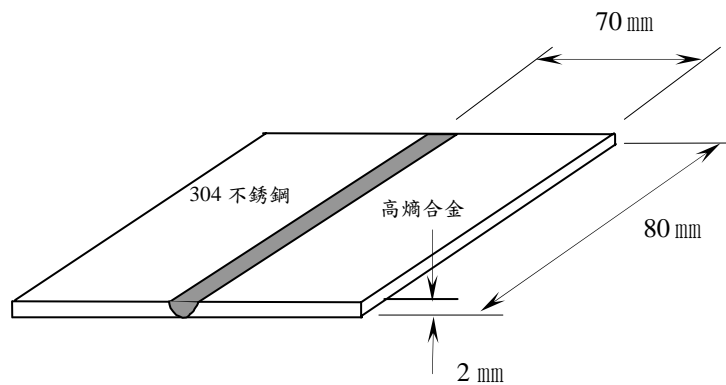


圖 3-2 銲接母材尺寸示意

3.3.2 拉伸試驗

銲接試驗完成後，依 ASTM-E8 規範製作板狀拉伸試驗試片，如圖 3-3 所示。為考量高熵合金不易以傳統機械加法進行加工，且考量傳統機械加工對試片之應力及熱之影響，故採以無加工應力及加工熱影響之水刀加工法切製拉伸試片。每一組銲接試驗製作三片拉伸試驗用之試片，如圖 3-4 所示，進行量測並求取平均值。以 MTS 型萬能材料試驗機進行拉伸試驗，試驗進行中配合個人電腦(PC)將相關試驗資料儲存並列印，由此試驗可獲得經銲接材料後銲道之極限抗拉強度(UTS)、降伏強度(YS)、伸長率(elongation, EL)及應力-應變曲線等機械性質。此外，為了解高熵合金與不銹鋼異種銲接後之拉伸破斷原因與型態，將拉伸試片破斷部份取下，以清水及酒精經超音波震盪器清洗且烘乾後，以掃描式電子顯微鏡(Scanning Electron Microscopy, SEM)進行破斷面觀察。

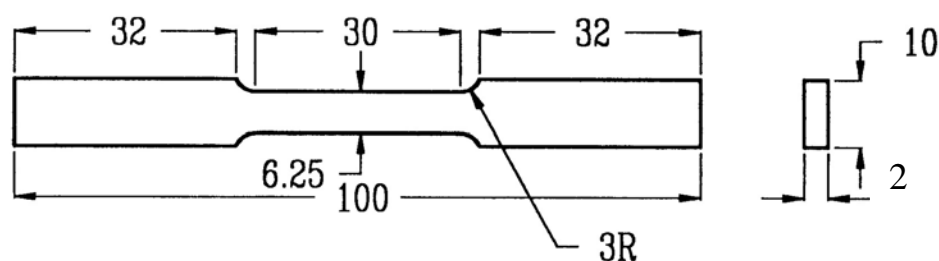


圖 3-3 ASTM-E8 規範拉伸試驗試片尺寸(單位:mm)

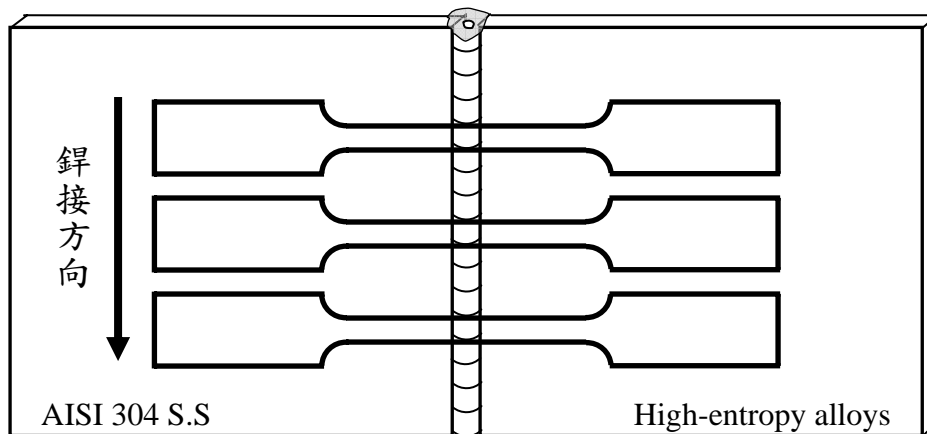


圖 3-4 拉伸試片取樣示意圖

3.3.3 微硬度量測

本實驗以 Vickers 硬度試驗法量測硬度值。將高熵合金與 AISI 304 沃斯田鐵不銹鋼異種銲接後之試片，先經由切取、鑲埋後，再由砂紙研磨至 2000#，最後以 0.3μ 之氧化鋁粉液拋光、烘乾。硬度實驗機採用 Matsuzawa MHT-1 微硬度量測試驗機，如圖 3-5 所示。實驗過程中使用荷重 300 gf、反應時間 10 sec 之量測參數，量測範圍由銲道中心為起點，各向高熵合金與 304 不銹鋼端每隔 0.5mm 打一點，各量測 10mm 長之範圍，量測範圍總長 20mm，如圖 3-6 所示。共計 41 點，量測範圍涵蓋銲道、熱影響區及未受銲接熱影響之母材。然後將所有量測到之硬度值，做位置座標與硬度值之分佈曲線，以瞭解試片經銲接後之硬度變化情形。



圖 3-5 微硬度量測試驗機(Matsuzawa MHT-1)

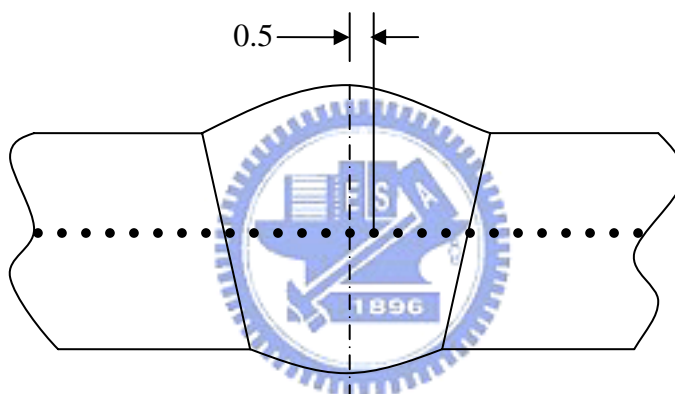


圖 3-6 微硬度試驗量測試示意圖(單位:mm)

3.3.4 金相顯微組織觀察

本研究中，將高熵合金與 304 不銹鋼異種銲接之試片，以臥式鋸床鋸切取金相觀察試片，所得之試片經鑲埋→研磨→拋光→腐蝕後，再以清水與酒精洗淨並烘乾後，再以光學顯微鏡(Optical Microscopy, OM)及 SEM，觀察其銲道、熔融線、熱影響區及銲接母材等區域附近之微觀組織，觀察位置如圖 3-7 所示，其中 AISI 304 不銹鋼為商用鋼板，為工業界常用且穩定之金屬材

料，已有眾多專家學者研究之文獻可供參考，且非本研究之探討主題，故其母材之金相在本研究中不再探討，而本研究中金相觀察位置說明如表 3-5 所示。本實驗所使用之腐蝕液為王水（10ml 硝酸+30ml 鹽酸），腐蝕時間因異種銲件各部位腐蝕電位有所不同，約為 5 至 120 秒鐘。

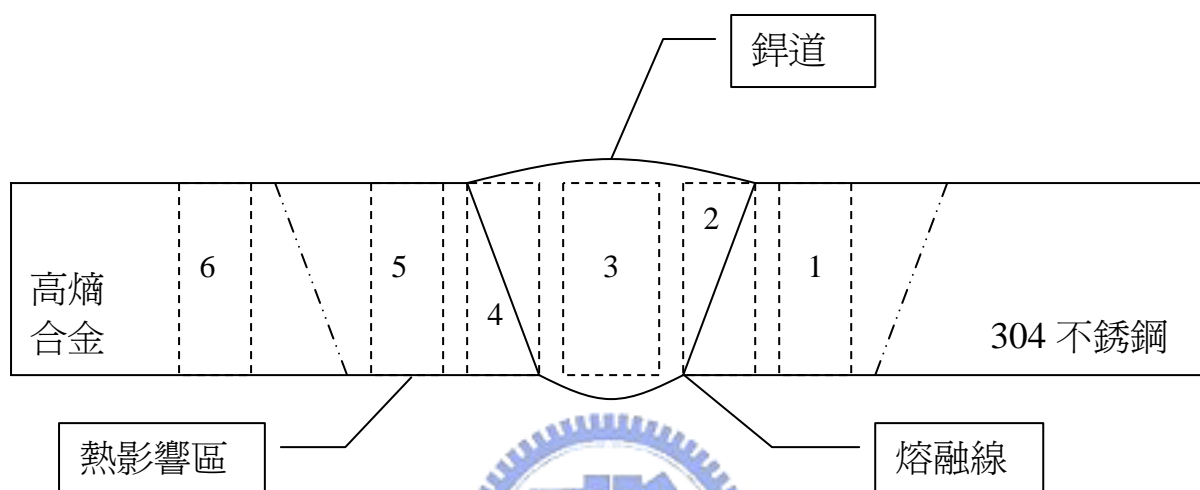


圖 3-7 金相組織觀察位置示意圖

表 3-5 金相組織觀察位置說明

位置編號	材料種類	位置
1	304 不銹鋼	熱影響區
2	304 不銹鋼/填料	熔融線
3	填料	銲道
4	填料/高熵合金	熔融線
5	高熵合金	熱影響區
6	高熵合金	母材

3.3.5 EDS 元素分析

EDS 元素分析以 SEM 附設之 EDS 系統分析異種銲接試片之局部成份，主要利用 EDS 之點分析功能，量測銲接區域至母材之主要成份分佈，以了解異種

銲接過程中異種合金元素熔合、擴散、稀釋等效應之狀態與程度，並將分析結果與拉伸試驗及硬度試驗之實驗結果，進行交叉比對與綜合探討，以了解高熵合金與不銹鋼異種銲接過程中，其合金成份變化對機械性質之影響。



四、結果與討論

4.1 HA 高熵合金異種銲接研究

4.1.1 HA 高熵合金銲件拉伸試驗

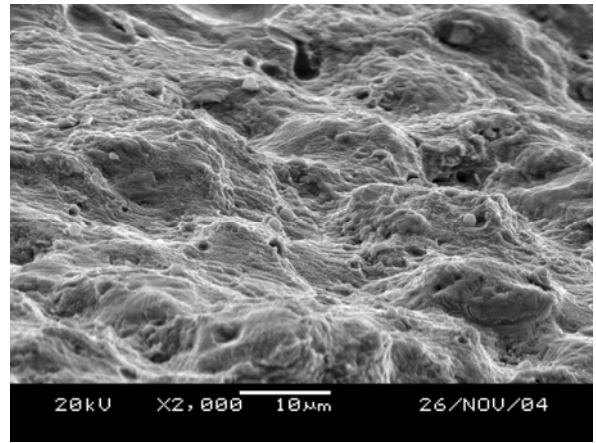
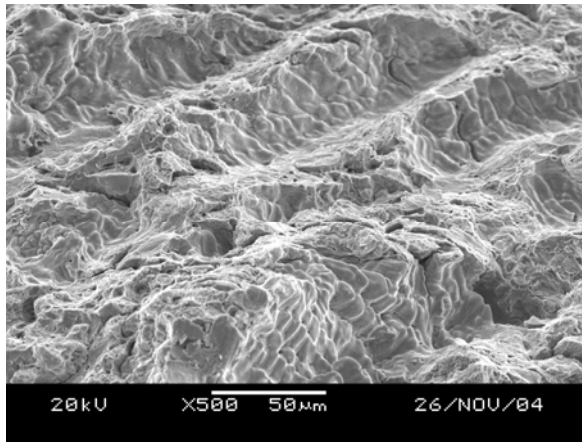
HA 高熵合金銲件經拉伸試驗後，結果如表 4-1 所示，可發現以 HA 母材製成銲條施銲之試片，可獲得最佳之抗拉強度(UTS)及延伸率(EL)，其抗拉強度最大可至 48 kg/mm^2 ，延伸率則為 23 %；而以 718 銲條施銲者其抗拉強度及延伸率次之，230 銲條施銲者其抗拉強度及延伸率皆最差。而以 HA 同質銲條進行施銲者，其抗拉及降伏強度均略低於鑄件母材強度，但其銲件延伸率則與鑄件母材相當。在本研究中，HA 高熵合金無論以何種銲條施銲，拉伸試驗後，其破斷位置均在高熵合金端之銲道邊緣處，且 304 不銹鋼母材均呈現明顯之頸縮現象；而 HA 高熵合金母材則以 HA 同質銲條施銲者產生少許之頸縮，此點應為高熵合金鑄件本身之降伏強度高於本研究中之銲件，故需要較高之應力，方使其產生塑性變形。

表 4-1 HA 高熵合金拉伸機械性質與破斷位置表

試片編號	降伏強度 (kg/mm^2)	最大抗拉強度 (kg/mm^2)	延伸率(%)	破斷位置
230-HA	21.52	40.22	9.94	高熵合金端熱影響區
718-HA	22.89	42.74	17.89	高熵合金端熱影響區
HA-HA	24.29	48.06	23.13	高熵合金端熱影響區
HA	35.3	54.4	22.32	

4.1.2 HA 高熵合金鉚件拉伸破斷型態 SEM 分析

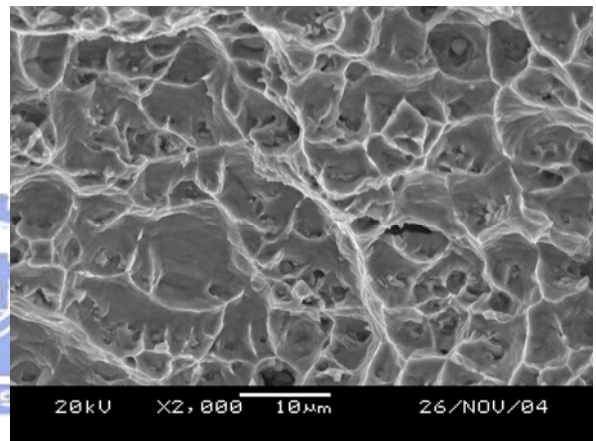
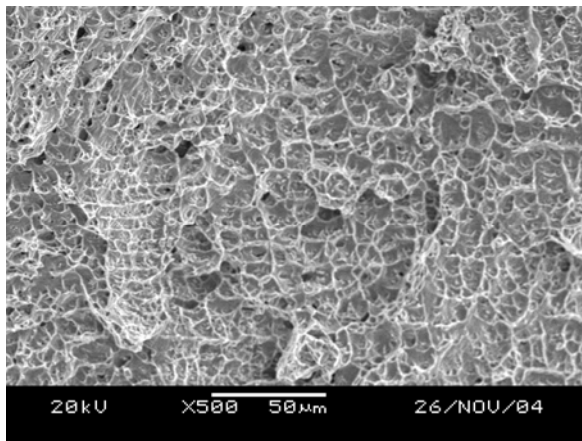
HA 高熵合金經不同鉚條填鉚後，以 SEM 觀察其異種鉚件之拉伸破斷面。以 230 鉚條異種鉚接 HA 高熵合金與 304 不銹鋼後，其破斷位於高熵合金母材端之熔線附近，拉伸破斷面 SEM 照片如圖 4-1 所示；其中，由圖 4-1(a)可觀察得其拉伸破斷面為以脆性破斷為主，且具有少部分渦穴狀延性破斷之脆性-延性複合之破斷型態，圖 4-1(b)為高倍率(2000x)之延性破斷面照片，呈現明顯之旋渦狀破斷型態。圖 4-2 為以 718 鉚條異種鉚接後之拉伸破斷照片，由圖 4-2(a)低倍率(500x)之 SEM 破斷觀察照片可得其為延性拉伸破斷型態，由圖 4-2(b)高倍率(2000x)照片可明顯觀察其破斷為典型渦穴組織之延性破斷型態。圖 4-3 為 HA 高熵合金鉚條異種鉚接之試片拉伸破斷照片，由圖 4-3(a)可得其為延性破斷型態，圖 4-3(b)則為 SEM 高倍率(2000x)之拉伸破斷照片。故以 718 超合金鉚條與 HA 高熵合金鉚條填鉚後，HA 高熵合金異種鉚件之拉伸破斷為延性破斷，而以 230 鉚條填鉚者則為脆性破斷，此點與實際拉伸試驗中，以 HA 同質鉚條及 718 鉚條填鉚者之延伸率優於 230 鉚條填鉚者之結果相符合。



(a)

(b)

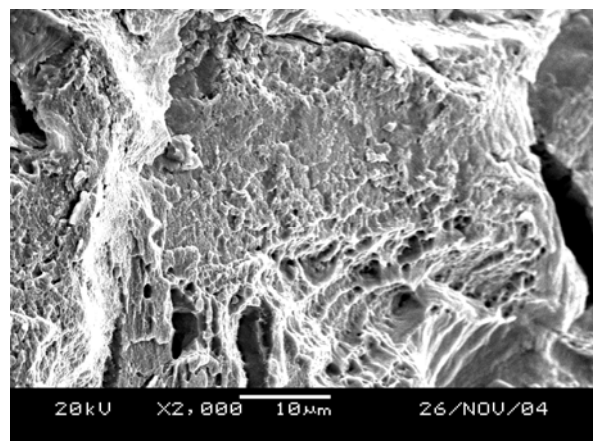
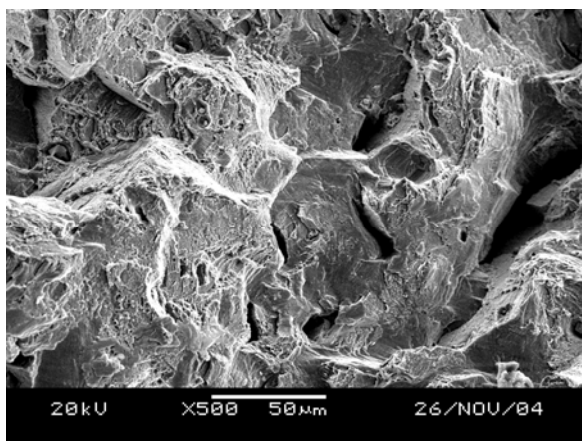
圖 4-1 230-HA 銲件拉伸破斷型態 SEM 照片



(a)

(b)

圖 4-2 718-HA 銲件拉伸破斷型態 SEM 照片



(a)

(b)

圖 4-3 HA-HA 銲件拉伸破斷型態 SEM 照片

4.1.3 HA 高熵合金鐳件微硬度試驗

HA 高熵合金經超合金鐳條與 HA 高熵合金同質鐳條鐳接後，微硬度之變化如圖 4-4 所示。HA 高熵合金母材之微硬度值無明顯變化，無法明顯區隔熱影響區域及未受鐳接熱影響之母材，母材之硬度值介於 Hv200~276 之間，此點與過去學者研究熱處理對高熵合金性質影響中，發現部分高熵合金經 1000°C 退火處理後，無退火軟化之現象相似；以 230 超合金鐳條施鐳者，其鐳道硬度介於之硬度值 Hv160~210 之間，愈接近高熵合金母材處之硬度值高於接近 304 不銹鋼母材端；以 718 超合金施鐳者，其鐳道硬度則以鐳道中央處為硬度最高，硬度值約 Hv180~200，向高熵合金與 304 不銹鋼二端延伸，其鐳道硬度逐漸下降，約為 Hv170~180；以 HA 高熵合金鐳條施鐳者，其鐳道硬度分佈較超合金鐳條施鐳者為均勻，硬度值介於 Hv160~180 之間，惟接近 304 不銹鋼端之硬度值仍較接近高熵合金端為低。整體而言，718 鐳條對 HA 高熵合金與 304 不銹鋼施鐳後，其鐳道平均硬度值略高於 230 與 HA 鐳條，而 718 與 230 鐳條施鐳後之鐳道硬度變化與高熵合金母材之距離有關，應為高熵合金母材成份影響鐳道成份分佈，導致硬度變化。

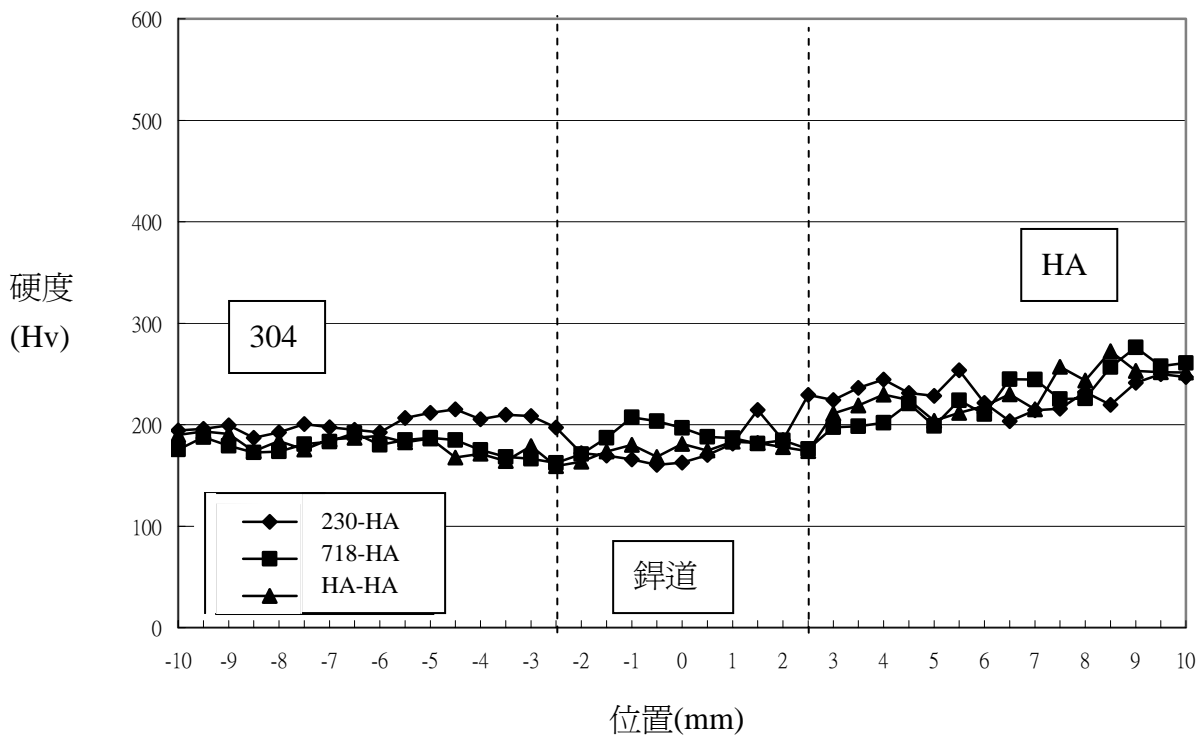


圖 4-4 HA 異種銲件硬度值變化圖

4.1.4 HA 高熵合金銲件金相顯微組織

圖 4-5 至圖 4-7 為 HA 高熵合金經不同銲條異種銲接之銲件金相圖。HA 母材之鑄造組織呈柱狀樹枝狀結構，經填入 230 及 718 超合金銲條與 HA 同質銲條後，其銲道組織呈現細緻之柱狀晶結構，且明顯較母材為緻密，凝固方向係由熔線向熔池中心凝固。一般金屬材料於銲接後，接近融熔區之母材受銲接熱之影響，結構產生變化，受銲接熱影響而產生組織變化之區域稱為熱影響區(HAZ, heat-affected-zone)。而在本實驗中，觀察 HA 高熵合金經異種銲接後銲件之母材金相結構，無法區隔熱影響區與非熱影響區之差異，此點與一般金屬有所不同。

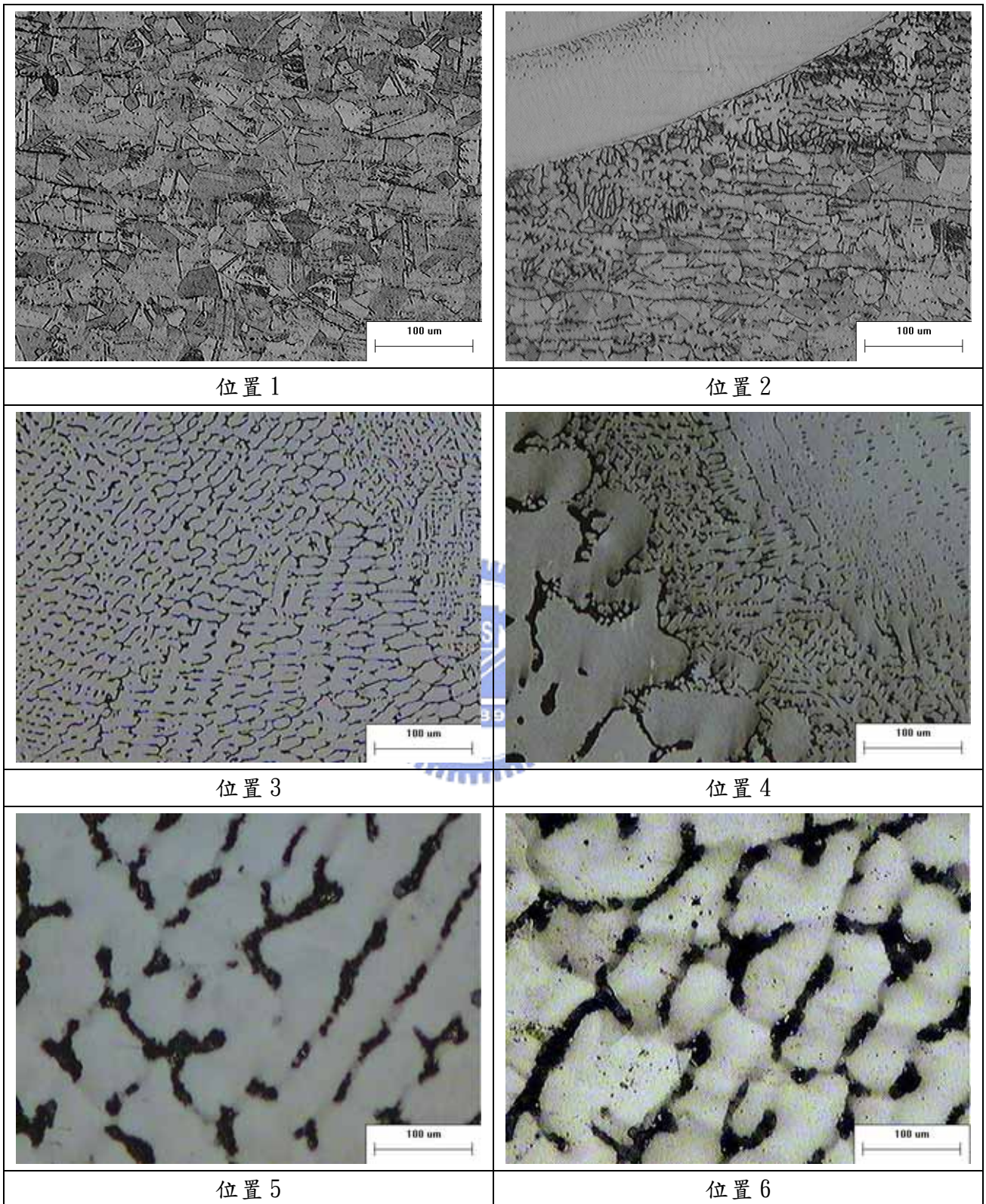


圖 4-5 230-HA 銲件金相圖

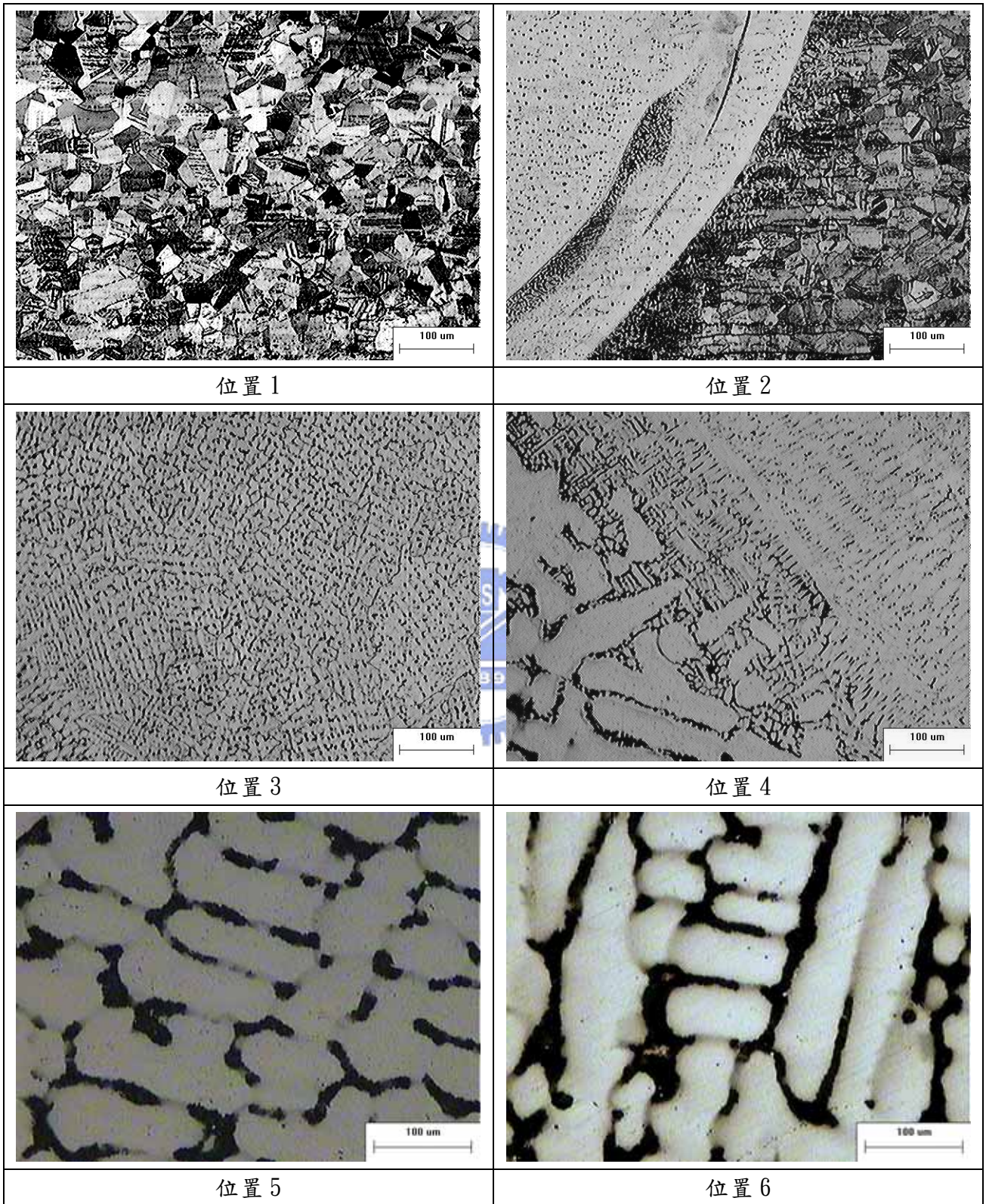


圖 4-6 718-HA 銲件金相圖

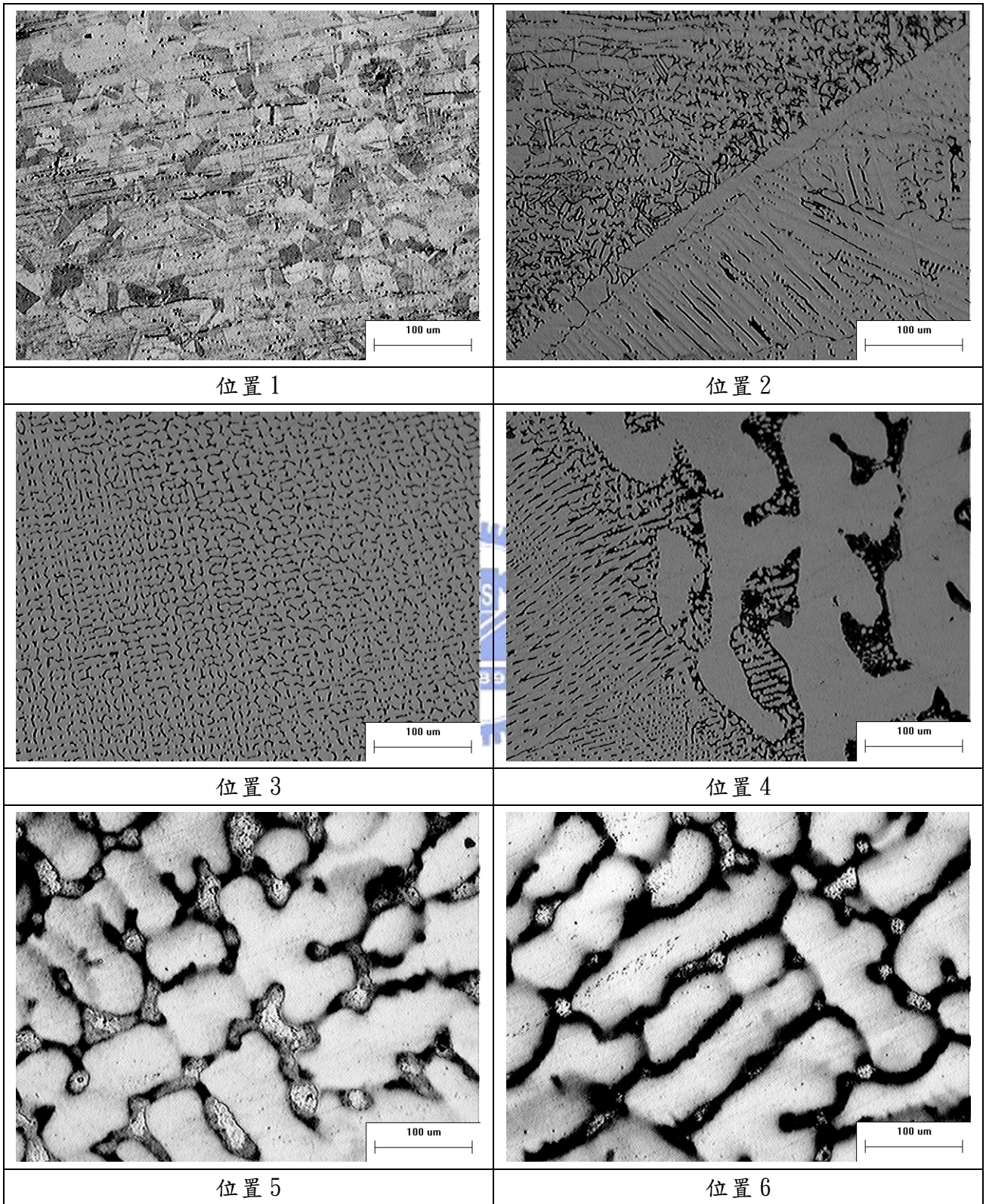


圖 4-7 HA-HA 銲件金相圖

4.1.5 HA 高熵合金鐸件 SEM 與 EDS 成份分析

圖 4-8 為 HA-HA 鐸件之母材 SEM 照片，實驗中對母材之樹枝相及樹枝間相進行 EDS 成份分析，其分析結果如表 4-2 所示。其中樹枝相之 Cr 及 Fe 含量高於樹枝間相，此為鑄件在凝固過程中，高熔點元素優先凝固，而 Cr 及 Fe 元素之熔點較其他元素為高，故優先凝固形成樹枝相。此外，樹枝間相之 Cu 含量則高於樹枝相，此點為 Cu 元素不易與高熔點元素結合且其熔點亦較低，故在冷卻過程中，較慢凝固而大量偏析於樹枝間相中。上述現象於 HA 高熵合金以同質鐸條施鐸後，鐸道之 EDS 成份分析中亦有相似之結果，如表 4-3 所示。此外，觀察鐸道之 SEM 照片(如圖 4-9 所示)可以發現，鐸道組織較母材為緻密，且在成份比例上，鐸道因同時熔入高熵合金及 304 不銹鋼母材之合金成份，而 304 不銹鋼之主要成份為鐵、鎳、鉻三種合金元素，故無論在樹枝相或樹枝間相，此三種元素之相對比例較母材為高，而使鈷、銅、鋁三種元素之成份比例下降。

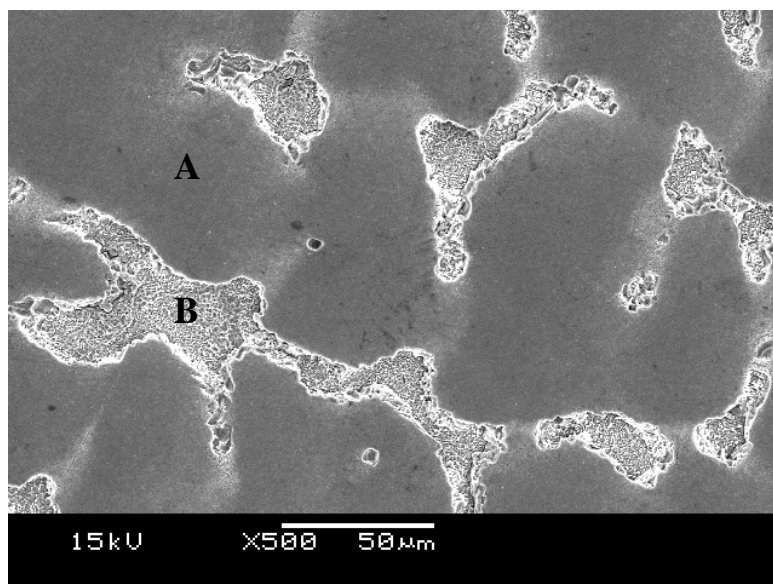
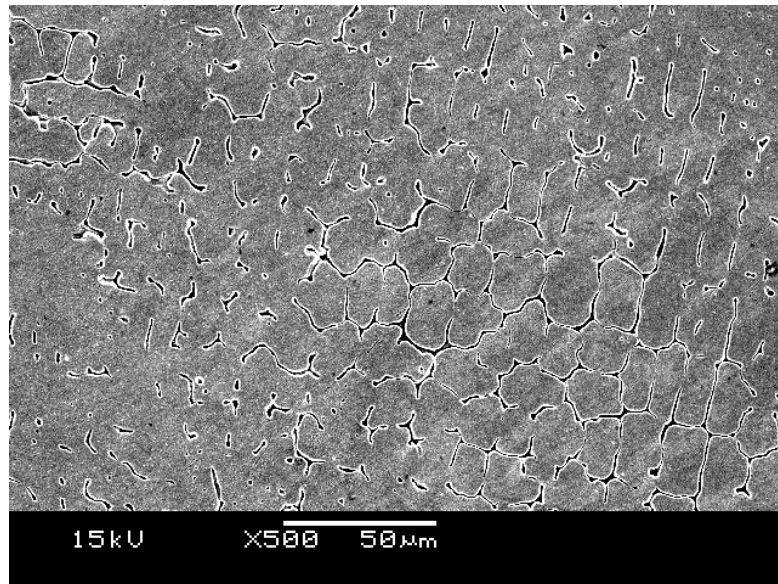


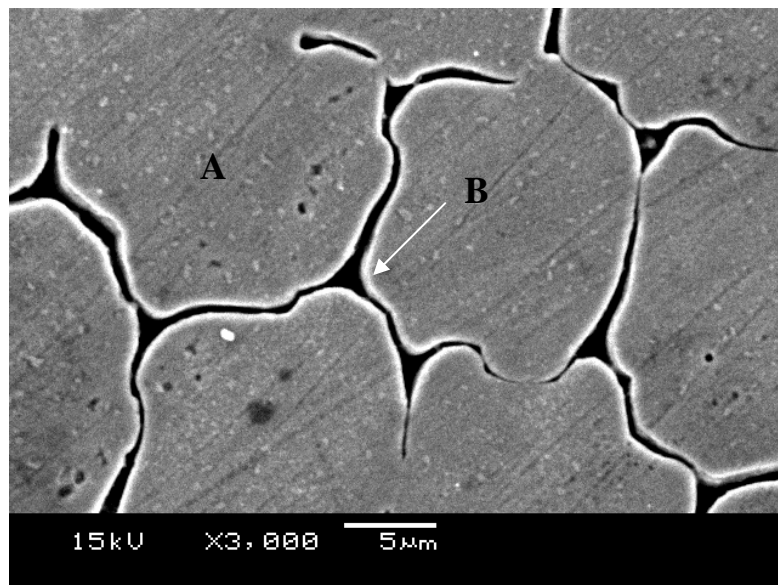
圖 4-8 HA 高熵合金母材 SEM 照片

表 4-2 HA 高熵合金母材 EDS 成份分析表(at%)

	Fe	Co	Ni	Cr	Cu	Al
樹枝相(A)	21.32	21.92	19.71	21.32	12.24	3.20
樹枝間相(B)	6.71	7.1	15.37	6.18	59.5	5.14



(a)



(b)

圖 4-9 HA-HA 銲件之銲道 SEM 照片

表 4-3 HA-HA 銲件之銲道 EDS 成份分析表(at%)

	Fe	Co	Ni	Cr	Cu	Al
樹枝相 A	41.85	13.90	13.14	20.69	8.19	1.36
樹枝間相 B	20.28	7.56	14.69	11.03	40.19	4.91

4.1.6 HA 高熵合金異種銲接綜合討論

HA 高熵合金與 304 不銹鋼於三種不同銲條填銲後，其高熵合金端母材於熔線附近，無明顯受銲接熱影響而產生組織變化之區域，而由微硬度試驗結果亦無法觀察得母材有受銲接熱影響而使硬度產生變化之區域。因此，HA 高熵合金鑄件於 TIG 銲接後，其母材不受銲接之熱影響而產生變化，此點與清華大學對高熵合金之先期研究中證明部分高熵合金於 1000°C 退火處理 12 小時後爐冷，其硬度仍不具回火軟後之現象相符，亦可說明 HA 高熵合金應具良好之高溫強度。



4.2 HB 高熵合金異種銲接研究

4.2.1 HB 高熵合金銲件拉伸試驗

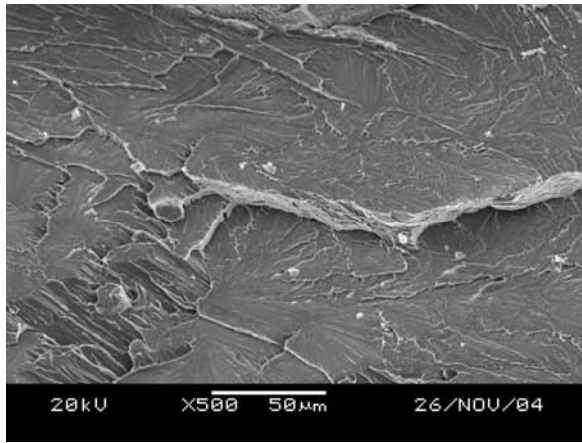
以 HB 母材製成銲條之試片可得最佳之抗拉強度和延伸率，如表 4-4 所示。以 230 及 718 銲條施銲之試片，其抗拉強度和延伸率量測值相近，且低於 HB 銲條施銲之試片。以 HB 銲條施銲者，其拉伸後斷裂於 304 不銹鋼母材，經比較其抗拉強度與延伸率與一般學者專家研究 304 不銹鋼之值(304 之抗拉強度為 70~80 kg/mm²，延伸率為 40 %以上)相近；此外，HB 高熵合金鑄件之抗拉強度為 71 kg/mm²，與 HB-HB 高熵合金銲件抗拉強度(74 kg/mm²)相近，然而 HB 高熵合金鑄件之降伏強度為 49.5 kg/mm²，高於 304 不銹鋼之降伏強度(24.6 kg/mm²)，故在拉伸試驗之過程中，304 不銹鋼優先產生變形頸縮現象，其母材截面積逐漸減少，而達到破斷應力後即斷裂，故在本研究中，HB-HB 銲件拉伸破斷位置在 304 不銹鋼處。

表 4-4 HB 高熵合金拉伸機械性質與破斷位置表

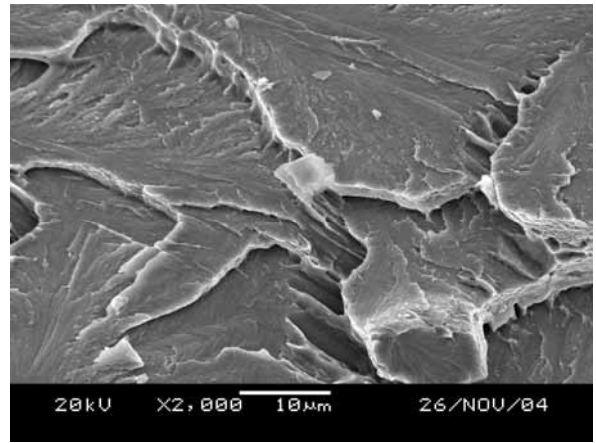
試片編號	降伏強度 (kg/mm ²)	最大抗拉強度 (kg/mm ²)	延伸率(%)	破斷位置
230-HB	33.82	68.35	24.38	高熵合金端之熱影響區
718-HB	28.2	63.53	22.71	高熵合金端之熱影響區
HB-HB	36.72	74.00	47.84	304 不銹鋼母材
HB	49.5	70.8	1.28	

4.2.2 HB 高熵合金鉚件拉伸破斷型態 SEM 分析

觀察 HB 高熵合金經以 230 鉚條異種鉚接後之拉伸破斷型態，如圖 4-10 所示，可觀察得其拉伸破斷型態為明顯之劈裂脆性破斷型態。4-11 為 718 鉚條對 HB 高熵合金與 304 不銹鋼異種鉚接之拉伸破斷觀察照片，圖 4-11(a) 為其低倍率(500x)觀察照片，可得拉伸破斷型態以劈裂為主之脆性破斷型態。由圖 4-11(b)高倍率(2300x)照片可觀察得沿高熵合金鑄件樹枝狀結構脆性破斷而殘留之樹枝狀結構。以 HB 高熵合金鉚條對 HB 高熵合金與 304 不銹鋼異種鉚接之試片拉伸破斷照片，如圖 4-12 所示。其異種鉚件經拉伸試驗後破斷於 304 不銹鋼材質處，故在本實驗中拉伸破斷面 SEM 觀察面為 304 不銹鋼材質之破斷面，且其觀察得之破斷型態呈現常見之渦穴狀延性破斷型態，與其他學者之研究相同。此外，雖然 230 鉚條與 718 鉚條填鉚者之拉伸破斷型式分別為脆性破斷及脆性-延性複合破斷型式，但因此二組異種鉚接試件之抗拉强度高，約為 $60\sim 70\text{kg/mm}^2$ ，與 304 不銹鋼之抗拉強度($70\sim 80\text{ kg/mm}^2$)相近，故由其拉伸試件之巨觀觀察，可得異種鉚件經拉伸試驗後，304 不銹鋼母材呈現拉伸頸縮現象，故此二組試件之延伸率仍可達 20%以上。

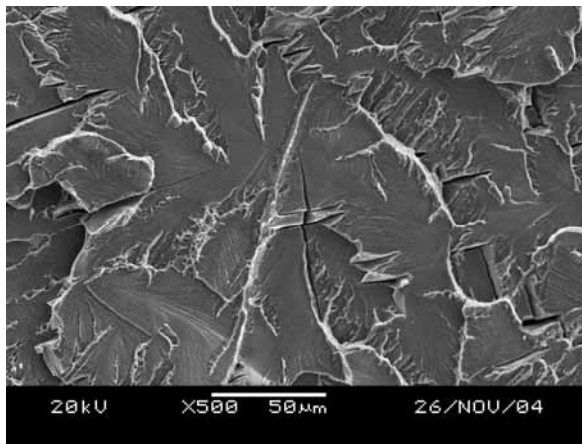


(a)

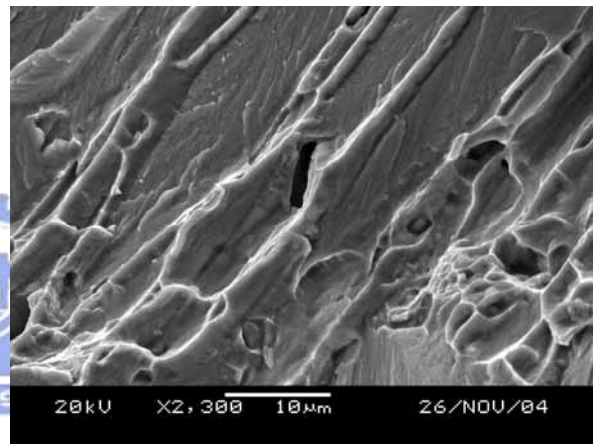


(b)

圖 4-10 230-HB 鋅件拉伸破斷型態 SEM 照片

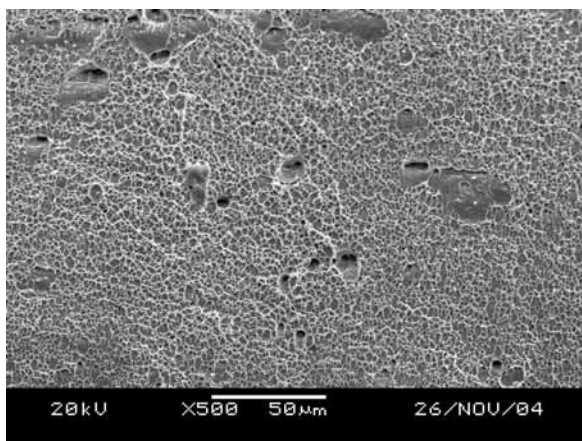


(a)

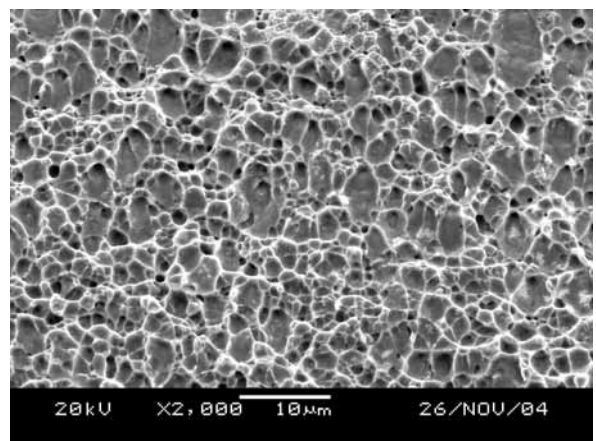


(b)

圖 4-11 718-HB 鋅件拉伸破斷型態 SEM 照片



(a)



(b)

圖 4-12 HB-HB 鋅件拉伸破斷型態 SEM 照片

4.2.3 HB 高熵合金鐳件微硬度試驗

以 HB 鐳條施鐳後，鐳道熔融區之硬度值明顯高於 230 與 718 鐳條之鐳道，如圖 4-13 所示。此外，在鐳道與高熵合金母材交界之熔線附近有明顯之硬度升高現象(max Hv495)，此硬度值升高現象隨著遠離鐳道而逐漸下降，當距離熔線約 2~3mm 後，HB 高熵合金之硬度值趨於平穩而呈現母材之硬度值，其母材之硬度值介於 Hv 270~340 之間，而以 230 及 718 鐳條施鐳亦有類似現象，熔線附近之硬度值以 230 鐳條者最高，HB 鐳條次之。

而觀察 304 不銹鋼側之硬度值之變化可發現，以 HB 鐳條施鐳後，其熔線附近之硬度值亦明顯升高(Hv430)，230 及 718 鐳條施鐳者則無此一現象。此外，觀察三種鐳條施鐳後之鐳道硬度變化，以 230 鐳條施鐳者，其鐳道硬度無劇烈之變化，其鐳道硬度值介於 Hv 150~165 之間，而以 718 鐳條施鐳者，其鐳道中央之硬度值為最低，約為 Hv 155~160，然愈接近高熵合金母材，其鐳道硬度提昇為 Hv 175~195，而在鐳道與高熵合金母材交界之熔線附近，其硬度則升高至 Hv380；以 HB 高熵合金鐳條施鐳者，其鐳道硬度值明顯高於 304 不銹鋼母材之硬度，然其硬度值呈現劇烈之變化，介於 Hv 260~430。本實驗中 HB 高熵合金在熱影響區附近之硬度明顯升高之現象與其他學者研究部分成份之高熵合金在 800~1000°C 退火處理後有硬度升高之高溫時效現象相似。

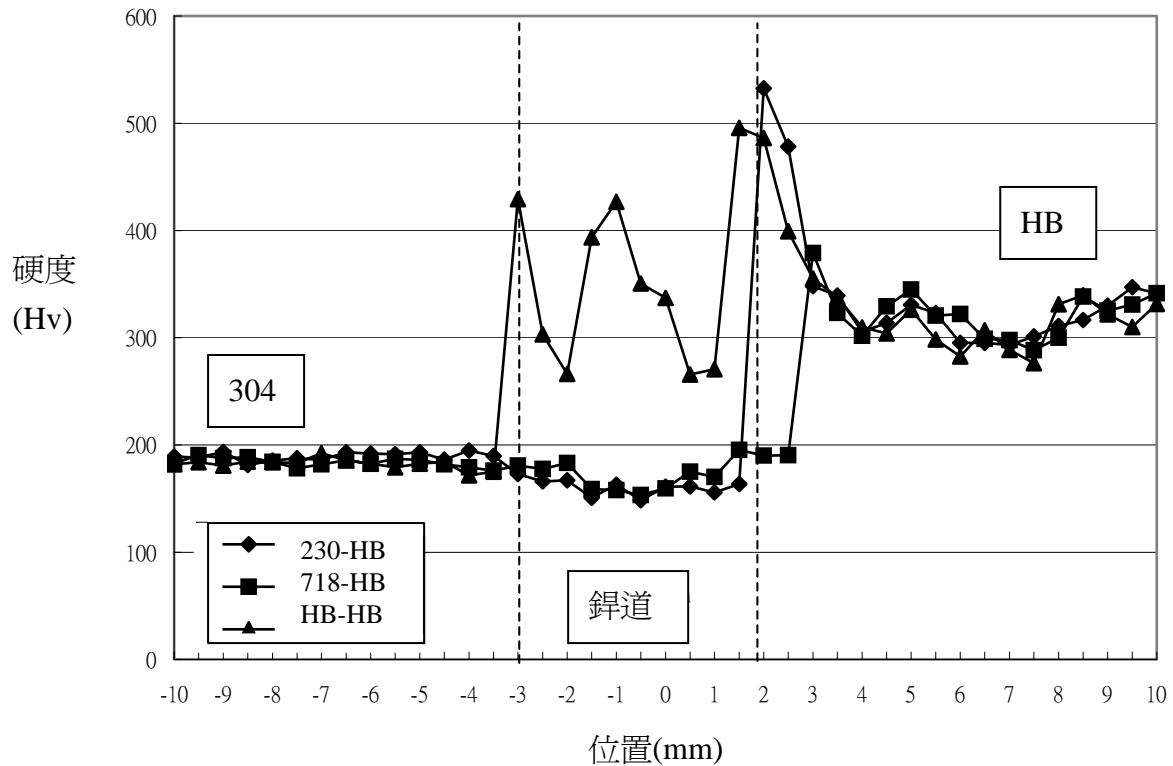


圖 4-13 HB 異種銲件硬度值變化圖

4.2.4 HB 高熵合金銲件金相顯微組織

圖 4-14~4-16 為 HB 高熵合金銲件金相圖。HB 高熵合金母材之金相組織為針狀樹枝狀結構，以 230 及 718 超合金銲條填銲後，其銲道結構呈現細長柱狀晶結構，而以 HB 同質銲條填銲後，其銲道組織則為細緻之羽毛狀結構。此外，觀察 HB 高熵合金銲件於熔線附近之母材部份，其中，以 230 銲條及 HB 銲條填銲者，可觀察得明顯之熱影響區域，如圖 4-14 及圖 4-16 之位置 4 中標示 A 之區域，而以 718 銲條填銲者則其熔線區附近之母材則呈現細緻柱狀樹枝結構，如圖 4-15 之位置 4。此點與硬度試驗結果相比較，在 HB 同質銲條及 230 銲條填銲者其熱影響區之最高硬度大於 718 銲條填銲之銲件，應為 HB 母材與填充金屬有互熔現象所致。

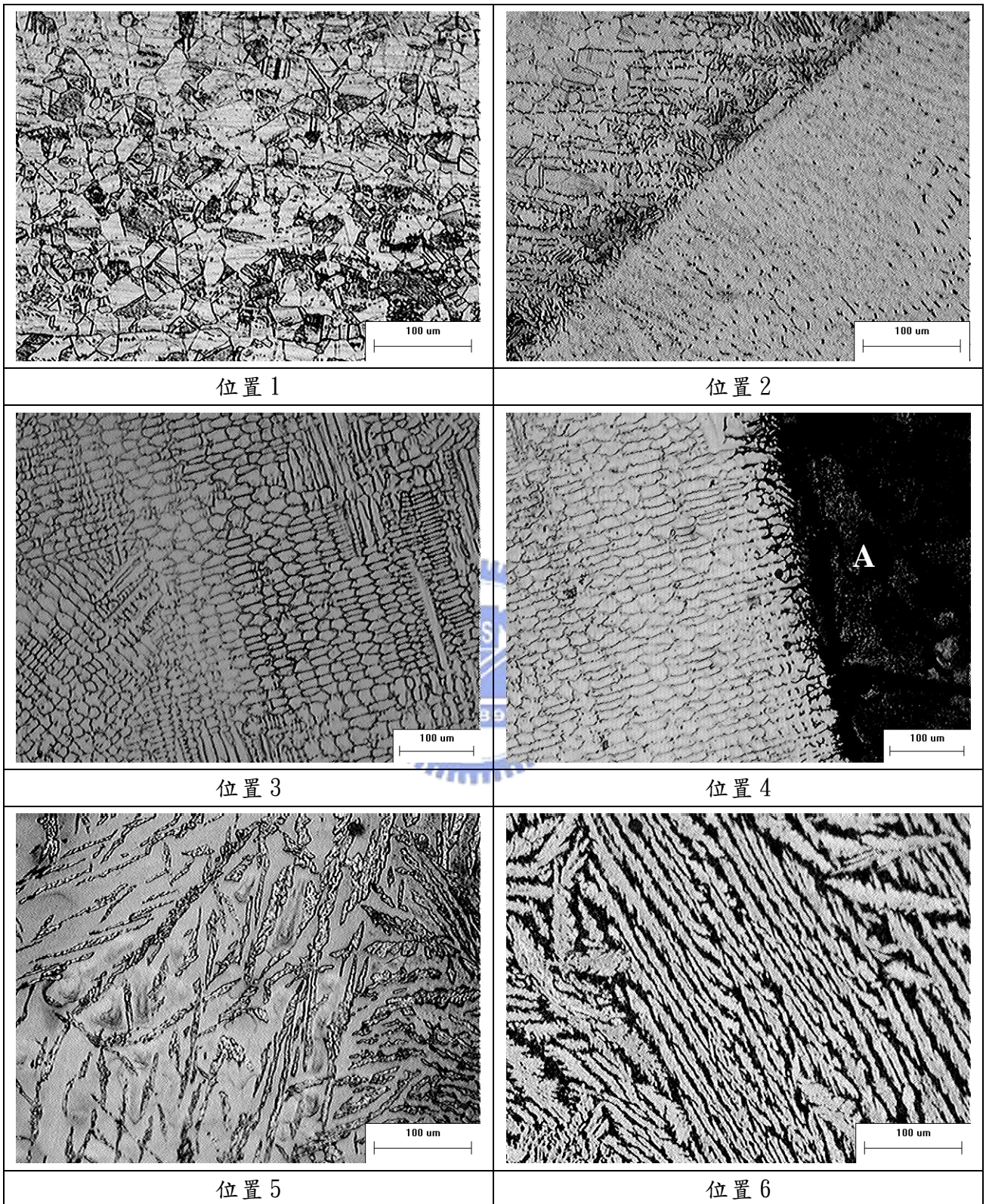


圖 4-14 230-HB 鋅件金相圖

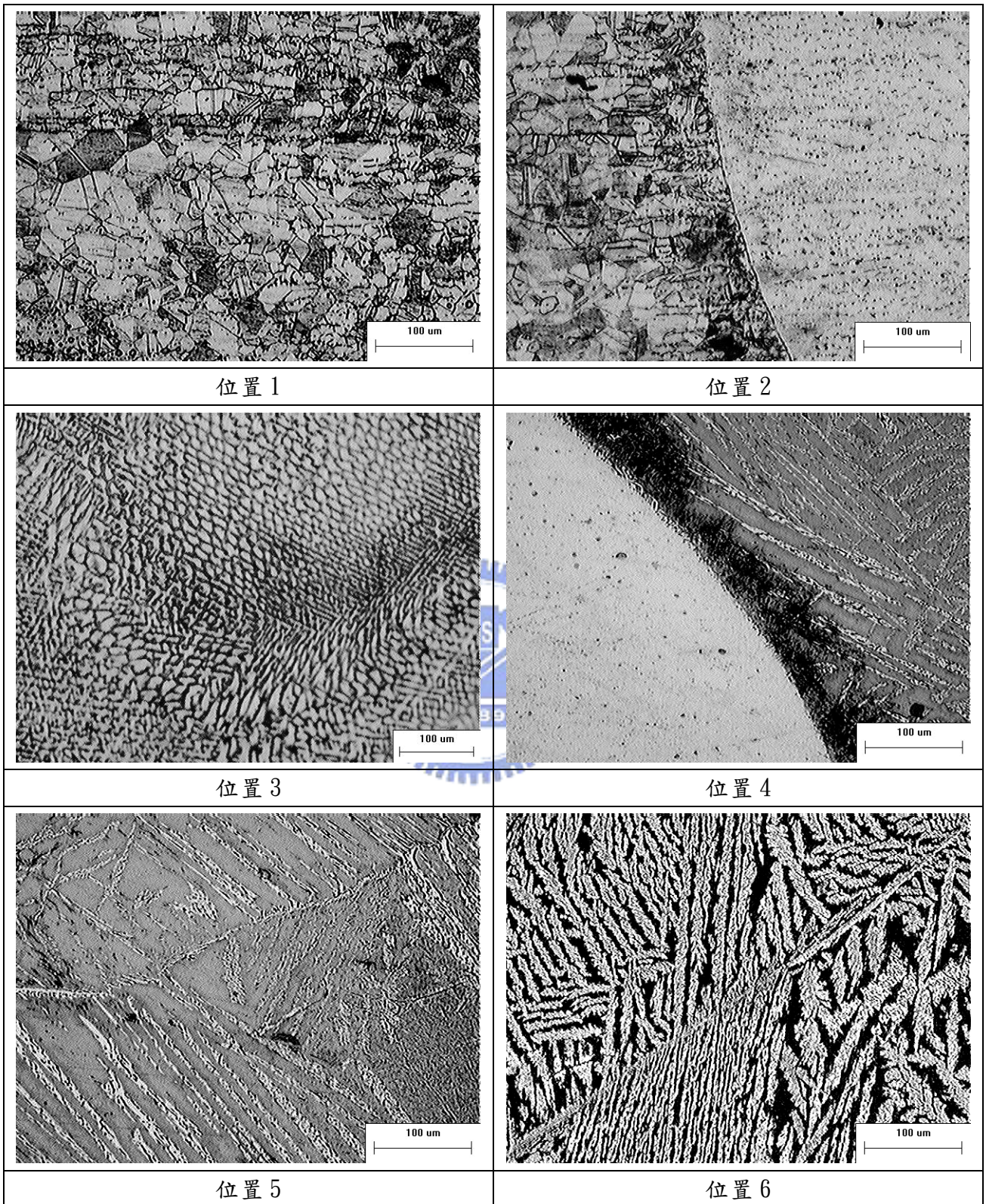


圖 4-15 718-HB 鋁件金相圖

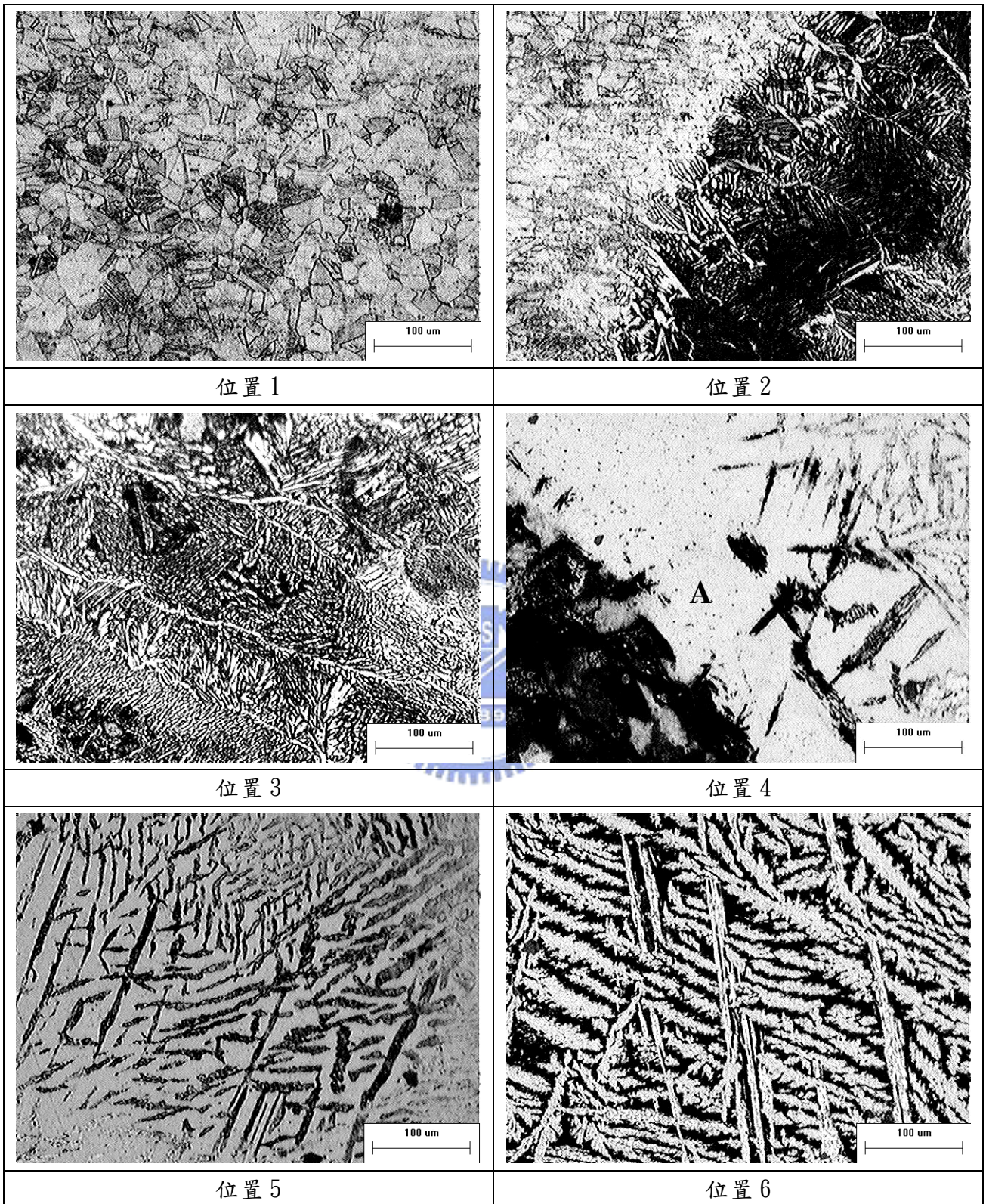
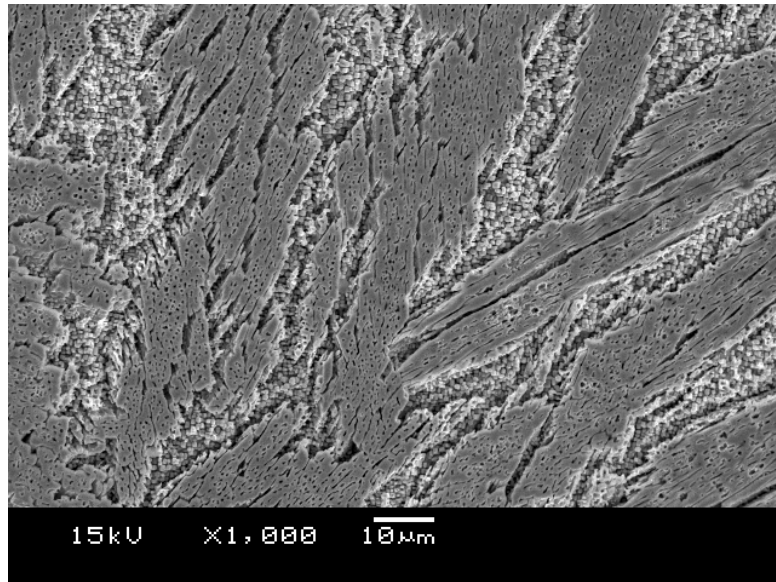


圖 4-16 HB-HB 銲件金相圖

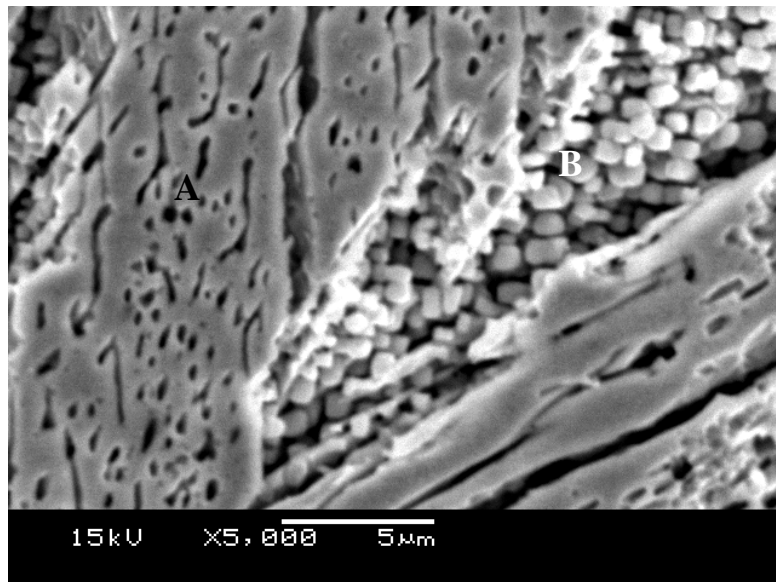
4.2.5 HB 高熵合金鉚件 SEM 與 EDS 成份分析

圖 4-17 為 HB 高熵合金母材顯微組織之 SEM 照片。表 4-5 為其 EDS 成份分析表，由其成份分析結果可知 Al 元素在樹枝相中之含量較樹枝間相之含量為低，此點應為 Al 元素之熔點較其他元素為低，故在鑄件冷卻過程中較慢凝固而偏析於樹枝間相中。圖 4-18 為以 HB 高熵合金同質鉚條施鉚之鉚道顯微組織之 SEM 照片，表 4-6 為鉚道 EDS 成份分析表；其中，樹枝狀組結構之 Fe 元素含量較母材為高，主要原因為本研究採用平頭對接之鉚接方式，故在鉚接過程中，鉚道熔入 304 不銹鋼母材，而使鉚道之 Fe 元素含量提高；此外，鉚道冷卻速度較鑄造為快，故鉚道組織緻密且均勻，可得到良好之機械性能。





(a)

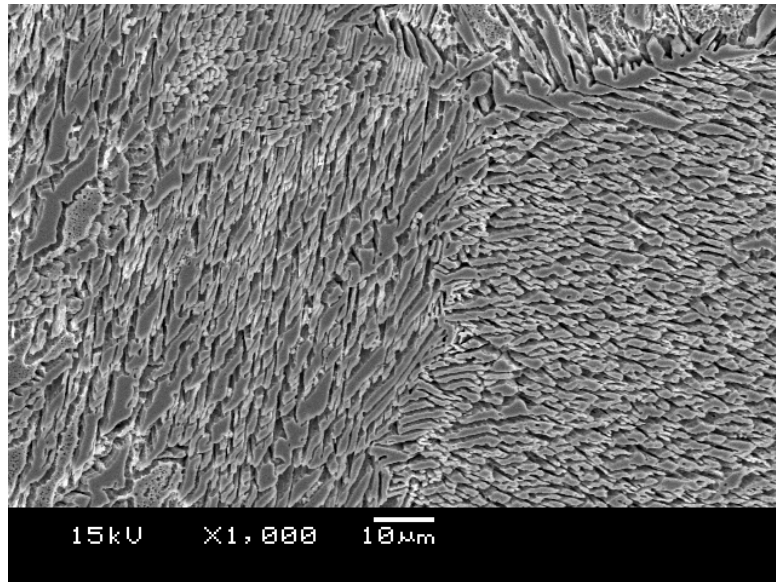


(b)

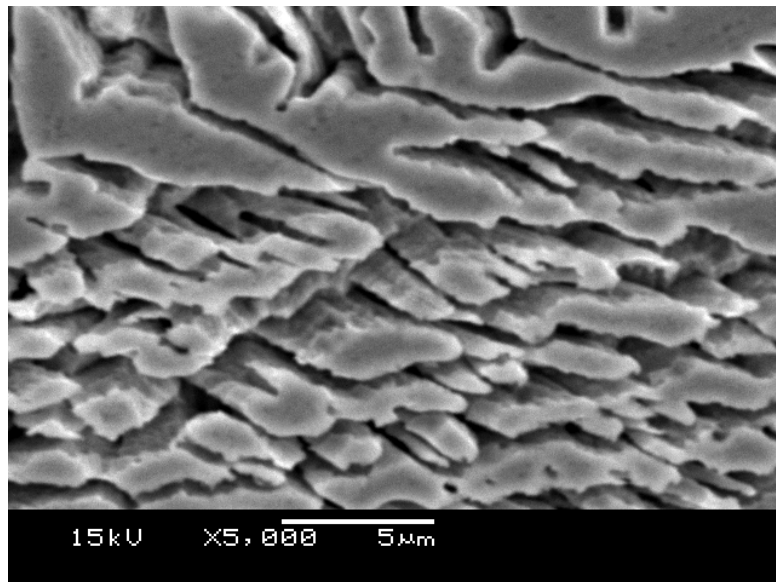
圖 4-17 HB 高熵合金母材 SEM 照片

表 4-5 HB 高熵合金母材 EDS 成份分析表(at%)

	Fe	Co	Ni	Cr	Al
樹枝相 A	29.67	27.98	13.56	27.61	1.18
樹枝間相 B	27.16	26.20	14.18	23.37	9.09



(a)



(b)

圖 4-18 HB-HB 銲件之銲道 SEM 照片

表 4-6 HB-HB 銲件之銲道 EDS 成份分析表(at%)

	Fe	Co	Ni	Cr	Al
樹枝相	33.71	19.36	11.69	24.86	9.95

4.2.6 HB 高熵合金異種銲接綜合討論

HB 高熵合金經 230 超合金銲條與 HB 高熵合金同質銲條施銲後，熔線附近可觀察得母材受銲接熱影響之區域，且此二組銲件之硬度於熔線附近高於母材，且隨著遠離銲道而逐漸下降至母材之硬度範圍。此現象與部分析出硬化型金屬之銲接結果相近，且與其他學者研究高熵合金有高溫析出強化現象相類似。此外，718 銲條施銲後，熔線附近之組織變化現象較 230 超合金銲條及 HB 同質銲條不明顯，且熔線附近硬度升高現象亦較 230 及 HB 銲條為低，應為熔線附近之母材與 718 銲條之合金成份發生熔入或擴散等反應，使硬度下降。以 HB 同質銲條填銲者，其拉伸斷裂發生於 304 不銹鋼之母材上，且拉伸機械性質與 304 不銹鋼機械性質相近；此外，HB 高熵合金鑄件之強度優於 304 不銹鋼，且銲道及高熵合金端之熱影響區和母材硬度亦高於 304 不銹鋼，故拉伸時破斷於機械性質較差之 304 不銹鋼母材處，此點亦可說明 HB 高熵合金銲條可強化 304 不銹鋼之銲接強度。

4.3 HC 高熵合金異種銲接研究

4.3.1 HC 高熵合金銲件拉伸試驗

HC 高熵合金鑄件抗拉強度為 44 kg/mm^2 ，降伏強度則為 42.9 kg/mm^2 ，與抗拉強度相當接近，而其延伸率僅 1.88% ，如表 4-7 所示。經以不同銲條進行 HC 高熵合金及 304 不銹鋼異種銲接後，三組異種銲件之拉伸破斷位置均於銲道上，整體而言，本研究中，HC 高熵合金以不同銲條銲接 304 不銹鋼後，其銲件抗拉強度由高至低排序則為 HC-HC > 718-HC > 230-HC，而三種銲件之延伸率均低於 6% ，延伸率之排序與抗拉強度相同。此外，HC-HC 銲件之抗拉強度與 HC 高熵合金鑄件之抗拉強度相近，但銲件之降伏強度較低，故在拉伸試驗中，較易產生塑性變形，故可獲得較鑄件為佳之延伸率。



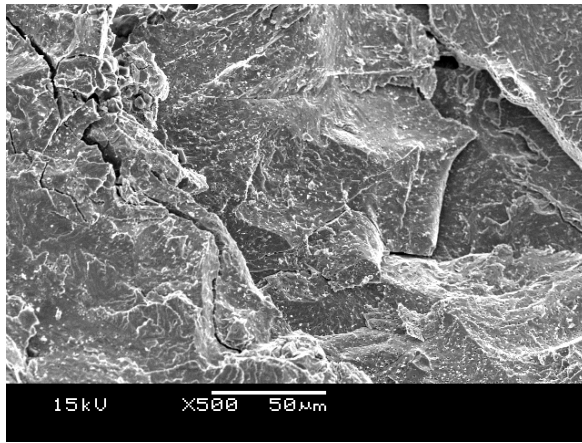
表 4-7 HC 高熵合金拉伸機械性質與破斷位置表

試片編號	降伏強度 (kg/mm^2)	最大抗拉強度 (kg/mm^2)	延伸率(%)	破斷位置
230-HC	17.77	30.45	1.11	銲道
718-HC	18.73	36.99	3.0	銲道
HC-HC	24.23	44.31	5.48	銲道
HC	42.9	44.0	1.88	

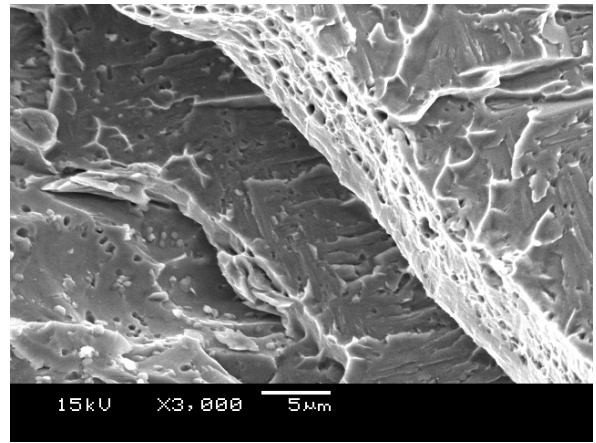
4.3.2 HC 高熵合金鉚件拉伸破斷型態 SEM 分析

本研究中，三種不同鉚條鉚接之 HC 高熵合金異種鉚件，拉伸破斷位置均位於鉚道上，其拉伸破斷面之 SEM 觀察照片，如圖 4-19~圖 4-21 所示。其中，230-HC 鉚件之拉伸破斷面可觀得劈裂型態之脆性破斷面，如圖 4-19 所示；而以 718 鉚條或 HC 高熵合金鉚條鉚接者，觀察其拉伸破斷面，如圖 4-20 及圖 4-21，此二組鉚件破斷面均可觀得渦穴狀之延性破斷型態，故由破斷面觀察結果可知 718-HC 及 HC-HC 二組鉚件可獲得較 230-HC 鉚件為佳之延伸率，且與拉伸試驗結果相符合。



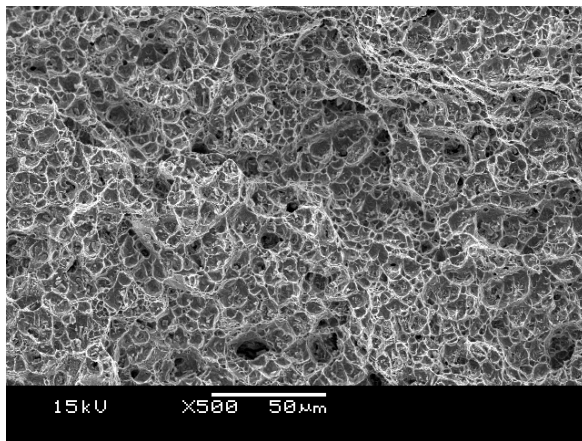


(a)

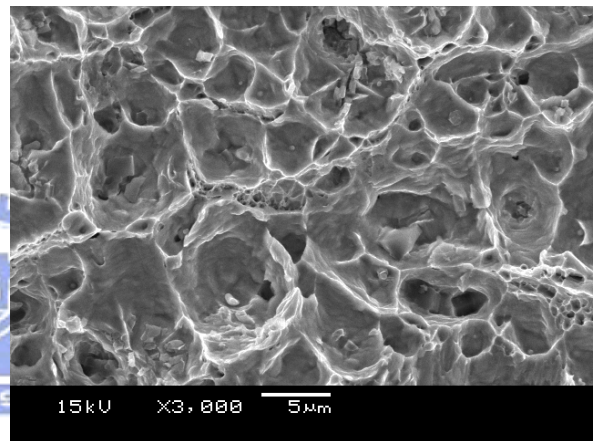


(b)

圖 4-19 230-HC 銲件拉伸破斷型態 SEM 照片

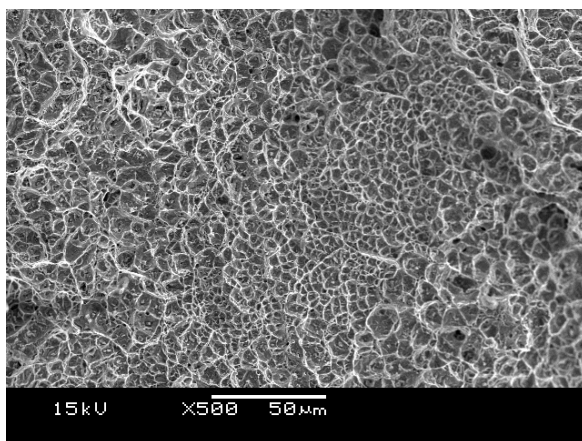


(a)

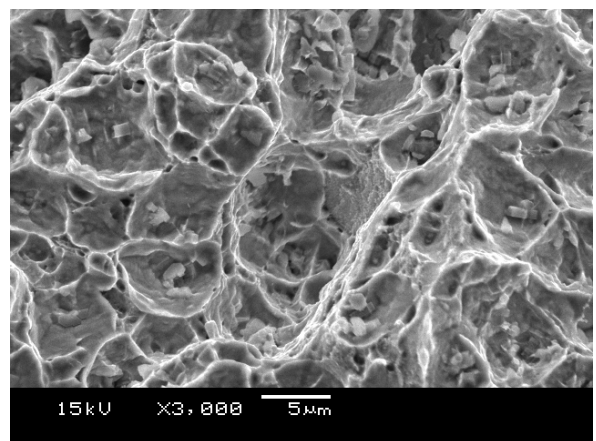


(b)

圖 4-20 718-HC 銲件拉伸破斷型態 SEM 照片



(a)



(b)

圖 4-21 HC-HC 銲件拉伸破斷型態 SEM 照片

4.3.3 HC 高熵合金鉚件微硬度試驗

以 HC 鉚條施鉚者之鉚道硬度明顯高於 230 及 718 超合金鉚條施鉚之試片，如圖 4-22 所示，而三種鉚條施鉚後之鉚道硬度變化，均呈現以接近 HC 高熵合金母材而逐漸升高之趨勢，且其熔線附近之硬度值明顯高於鉚道(約 Hv390~430)，逐漸向高熵合金方向移動，其硬度值亦逐漸下降，於距離熔線約 3~3.5mm 處，其硬度值方趨於平緩，故可判斷 HC 高熵合金母材受鉚接熱影響之區域寬度約為 3~3.5mm。本研究，HC 高熵合金母材之硬度值介於 Hv210~280 之間，有高低起伏之現象，應為此合金鑄件組織為雙相結構，硬度差異所致。

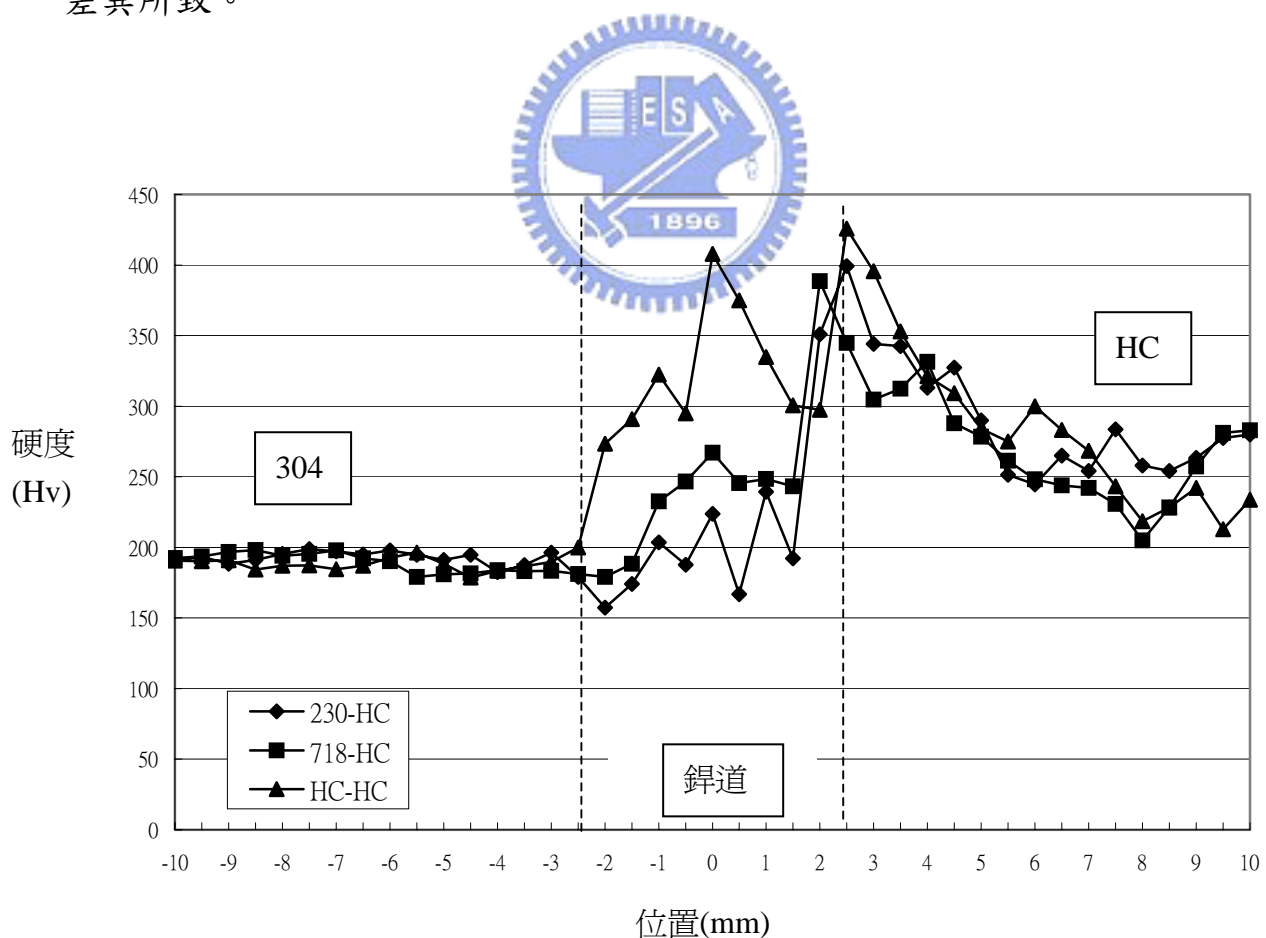


圖 4-22 HC 異種鉚件硬度值變化圖

4.3.4 HC 高熵合金鉚件金相顯微組織

圖 4-23~4-25 為 HC 高熵合金異種鉚接鉚件金相圖，其中 HC 高熵合金鑄件母材為樹枝結構及呈現黑色之基地所構成，當以三種不同鉚條填鉚後，於熔線附近可觀察得熱影響區，如圖 4-23~4-25 照片中之位置 4 中標示 A 之區域。以 230 及 718 超合金填鉚後，鉚道呈現緻密之組織，而以 HC 高熵合金同質鉚條填鉚後，其鉚道組織類似於母材之羽毛狀樹枝結構，但鉚道組織較母材組織為緻密。



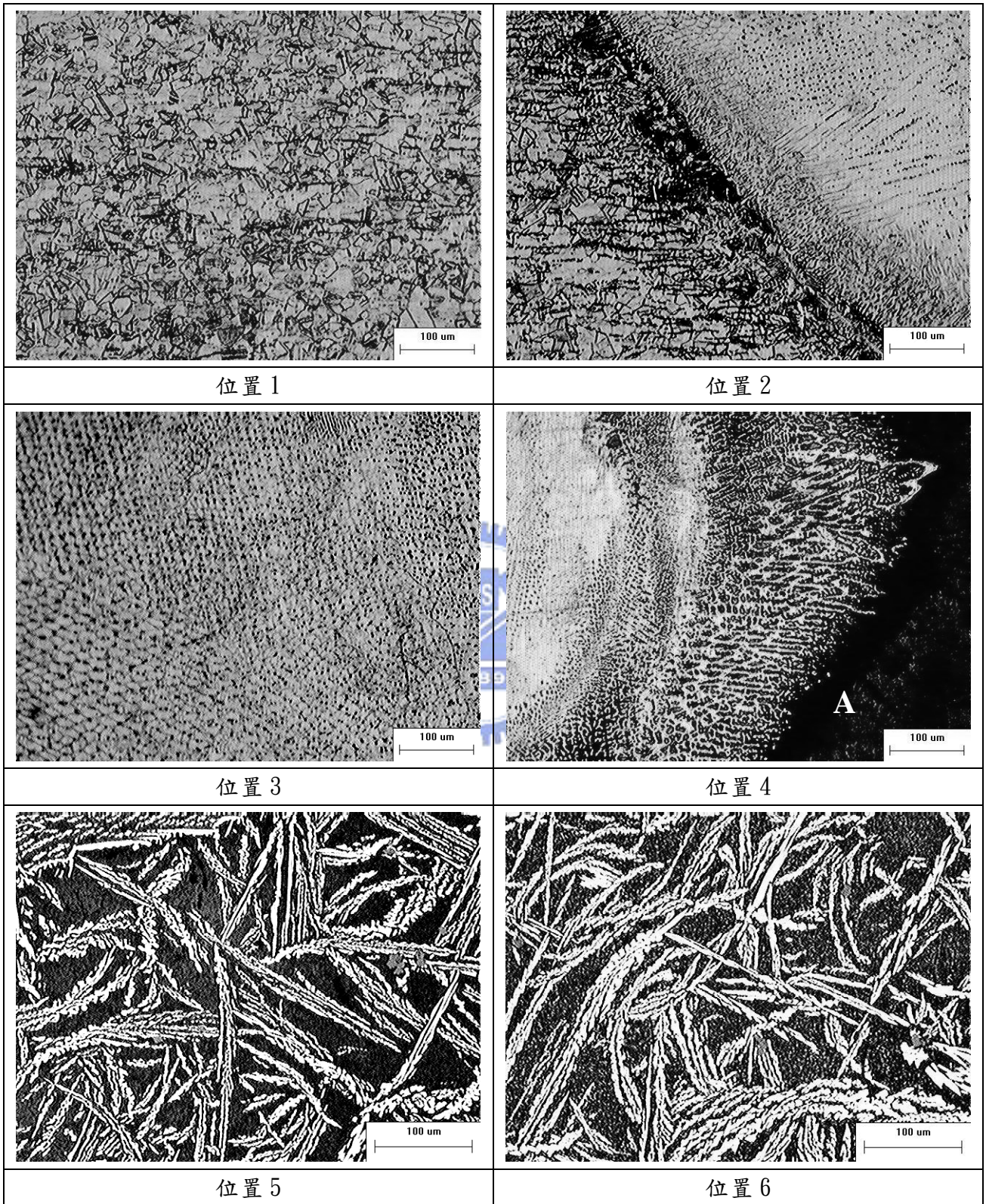


圖 4-23 230-HC 銲件金相圖

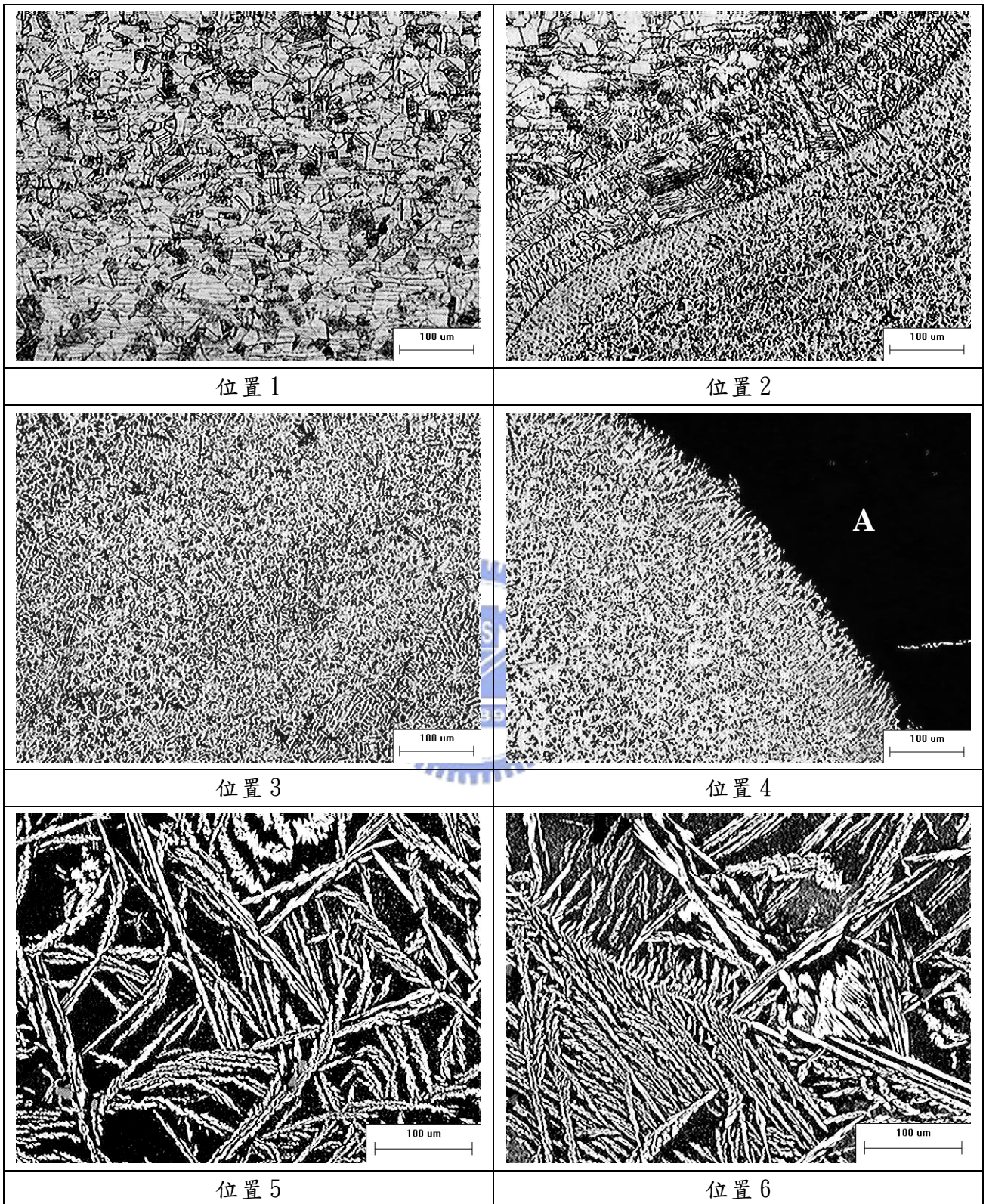


圖 4-24 718-HC 鈹件金相圖

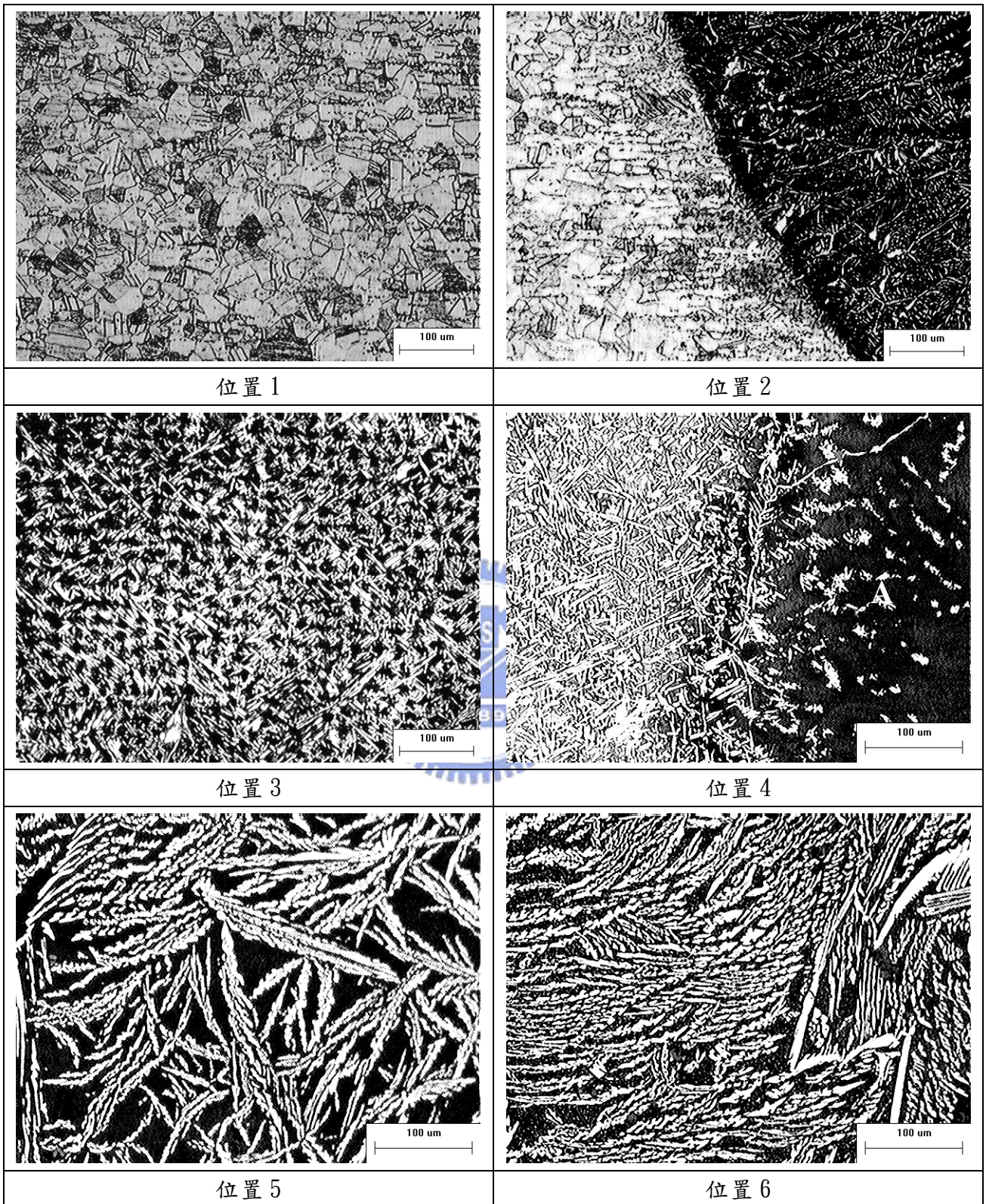


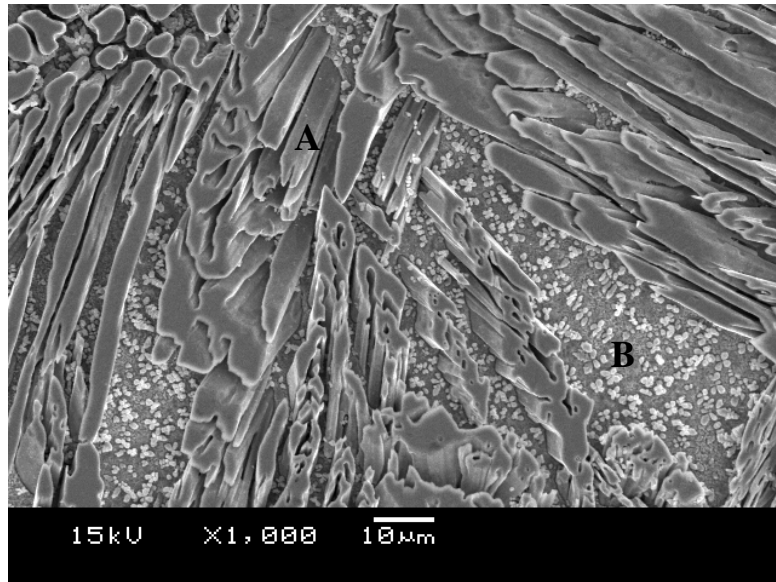
圖 4-25 HC-HC 銲件金相圖

4.3.5 HC 高熵合金鉚件 SEM 與 EDS 成份分析

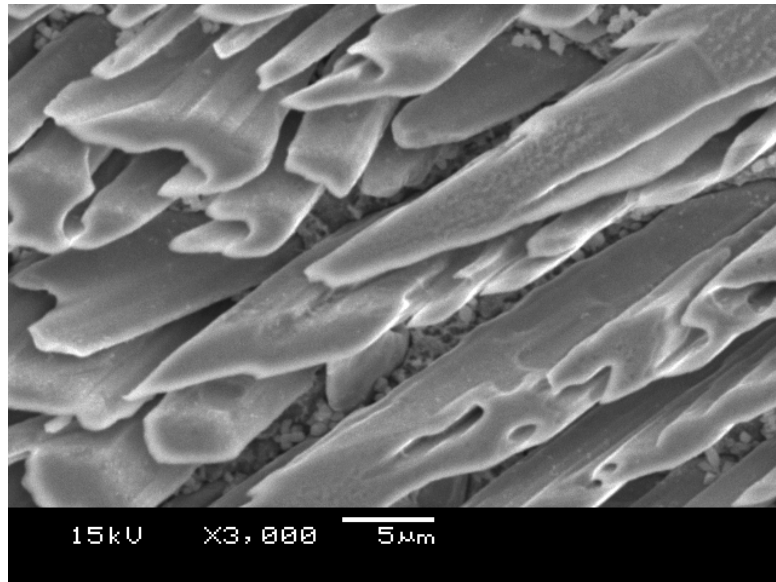
在硬度試驗中可發現 HC 高熵合金之母材硬度有起伏現象，經 SEM 觀察其母材之顯微組織如圖 4-26 所示(圖 4-26(b)為樹枝相之高倍率 3000x 照片)。其顯微組織由標示 A 之樹枝狀結構及標示 B 之基地結構所構成，經 EDS 成份分析結果如表 4-8 所示；其中，A 相之 Fe 元素含量較 B 相者為高，而其 Ni 元素含量則較 B 相為低，其餘元素則相近，分別形成富 Fe 相及富 Ni 相，此一雙相結構即為使母材硬度分佈產生明顯變化之主因。

而當以 HC 高熵合金鉚條填鉚後，其鉚道之 SEM 照片如圖 4-27 所示。由鉚道結構觀察鉚道為單相結構。表 4-9 為鉚道組織經 EDS 成份分析結果，其中鉚道成份之含鐵量較母材為高，主要為 304 不銹鋼熔入所致。





(a)

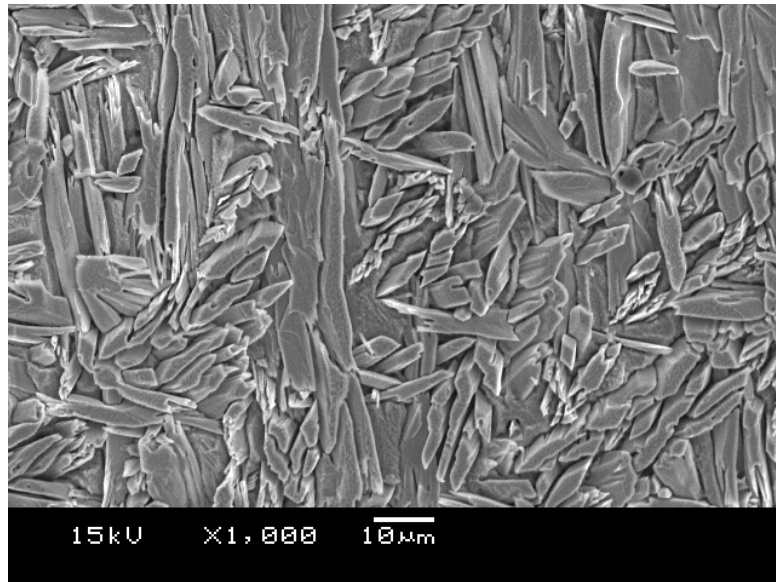


(b)

圖 4-26 HC 高熵合金母材 SEM 照片

表 4-8 HC 高熵合金母材 EDS 成份分析表(at%)

	Fe	Ni	Cr	Cu	Mn
樹枝相 A	35.36	18.81	16.03	0.61	29.18
基地相 B	17.35	42.24	10.75	0.93	28.73



(a)



(b)

圖 4-27 HC-HC 銲件之銲道 SEM 照片

表 4-9 HC-HC 銲件之銲道 EDS 成份分析表(at%)

	Fe	Ni	Cr	Cu	Mn
樹枝相 A	46.69	10.72	22.43	0.78	19.37

4.3.6 HC 高熵合金異種銲接綜合討論

HC 高熵合金母材為雙相結構，經 EDS 分析後，此雙相結構由富 Fe 元素之樹枝狀結構及富 Ni 元素之基地相結構所組成，因此二相結構成份差異大，故母材硬度值有明顯之起伏現象。當 HC 高熵合金以不同成份之銲條與 304 不銹鋼施銲後，以 HC 高熵合金銲條施銲之銲件可獲得最佳之機械性質，但其強度較鑄件為差，且破斷於銲道處。此外，三種銲件之銲道組織均較母材為細緻，且以 HC 高熵合金銲條施銲者，其銲道為單相之樹枝狀結構。



4.4 HD 高熵合金異種銲接研究

4.4.1 HD 高熵合金銲件拉伸試驗

HD 高熵合金鑄件之拉伸機械性質如表 4-10 所示，其抗拉強度及降伏強度優於三種不同之 HD 高熵合金異種銲件，惟延伸率較此三種銲件為差。此外，在本研究中，三種 HD 高熵合金銲件之拉伸破斷位置均位於高熵合金端之熱影響區，而機械性質以 HD-HD 銲件為最佳，而以 230-HD 銲件為最差。

表 4-10 HD 高熵合金拉伸機械性質與破斷位置表

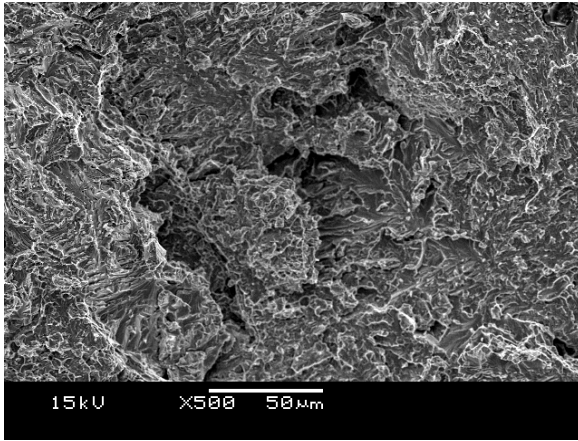
試片編號	降伏強度 (kg/mm ²)	最大抗拉強度 (kg/mm ²)	延伸率(%)	破斷位置
230-HD	26.56	55.89	13.09	高熵合金端之熱影響區
718-HD	27.52	60	18.74	高熵合金端之熱影響區
HD-HD	28.01	62.24	19.14	高熵合金端之熱影響區
HD	50.9	70.2	2.4	

4.4.2 HD 高熵合金銲件拉伸破斷型態 SEM 分析

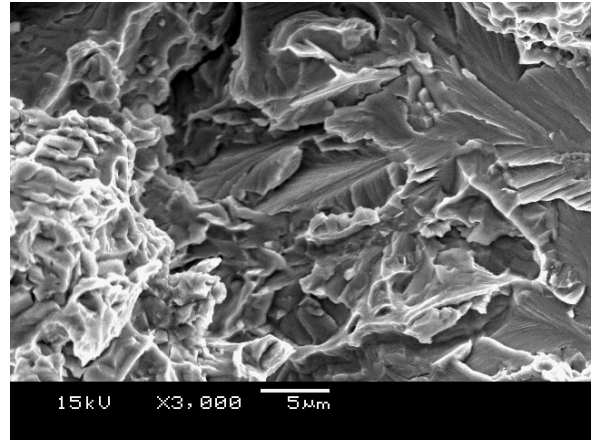
本研究中，HD 高熵合金經異種銲接後，三組銲件拉伸破斷位置均位於高熵合金端之熱影響區，圖 4-28 為 230-HD 銲件拉伸破斷面之 SEM 照片，其破斷型態呈現以劈裂狀之脆性破斷為主，附帶少量之渦穴狀延性破斷之複合破斷型式。而以 718 銲條施銲者，如圖 4-29 所示，其破斷型式與 230-HD 銲件

相類似，惟其渦穴狀延性破斷之比例較高。HD-HD 鉸件，如圖 4-30 所示，則呈現完全之劈裂破斷型。故三組 HD 高熵合金異種鉸接件之拉伸破斷型態為脆性+延性複合破斷或是純脆性破斷，惟此三組鉸接之抗拉強度較高，故鉸件在到達破斷強度前，已具足夠拉伸應力使 304 不銹鋼產生塑性變形，而使鉸件整體延伸率可達 13~20%。



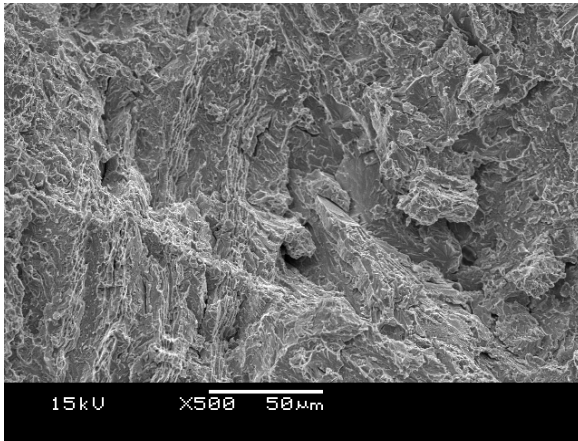


(a)

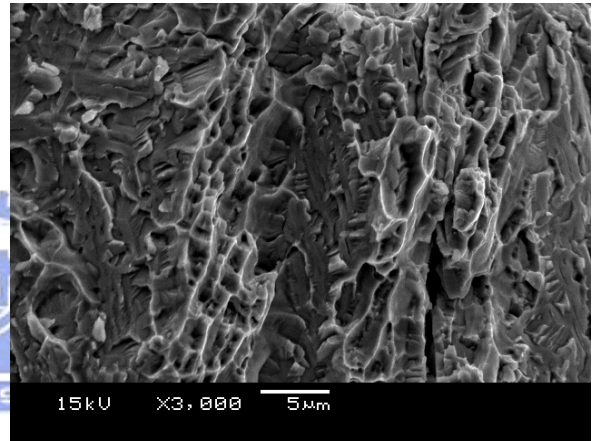


(b)

圖 4-28 230-HD 鎂件拉伸破斷型態 SEM 照片

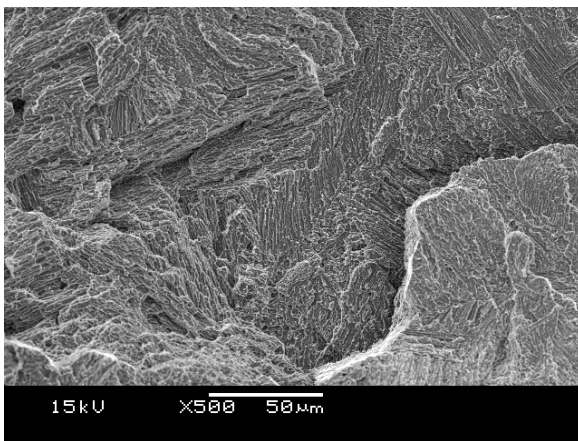


(a)

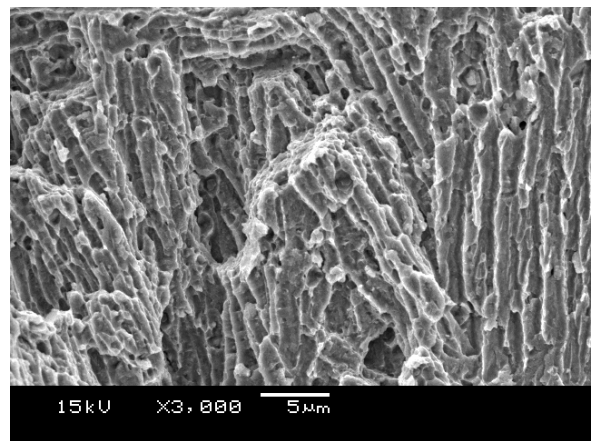


(b)

圖 4-29 718-HD 鎂件拉伸破斷型態 SEM 照片



(a)



(b)

圖 4-30 HD-HD 鎂件拉伸破斷型態 SEM 照片

4.4.3 HD 高熵合金鉚件微硬度試驗

觀察三種鉚條對 HD 高熵合金施鉚後之硬度值，如圖 4-31 所示，高熵合金母材硬度約介於 Hv410~460 之間穩定變化，而鉚道熔線起約 3mm 之範圍內，母材之硬度值略為下降，約介於 Hv390~440 之間。而以 718 超合金鉚條施鉚者，其鉚道硬度值(Hv 205~250)略高於 304 不銹鋼母材，且呈現平穩無劇烈變化，以鉚道中央為硬度最高。以 230 鉚條施鉚者，其鉚道硬度以鉚道中央為最低，接近高熵合金與 304 不銹鋼端則呈現逐漸提升，其中，靠近高熵合金端其硬度逐漸提升至高熵合金母材硬度值。以 HD 鉚條施鉚者，其鉚道硬度高於 304 不銹鋼母材，且呈劇烈之硬度變化，其鉚道硬度最高值與 HD 高熵合金母材硬度值相近。

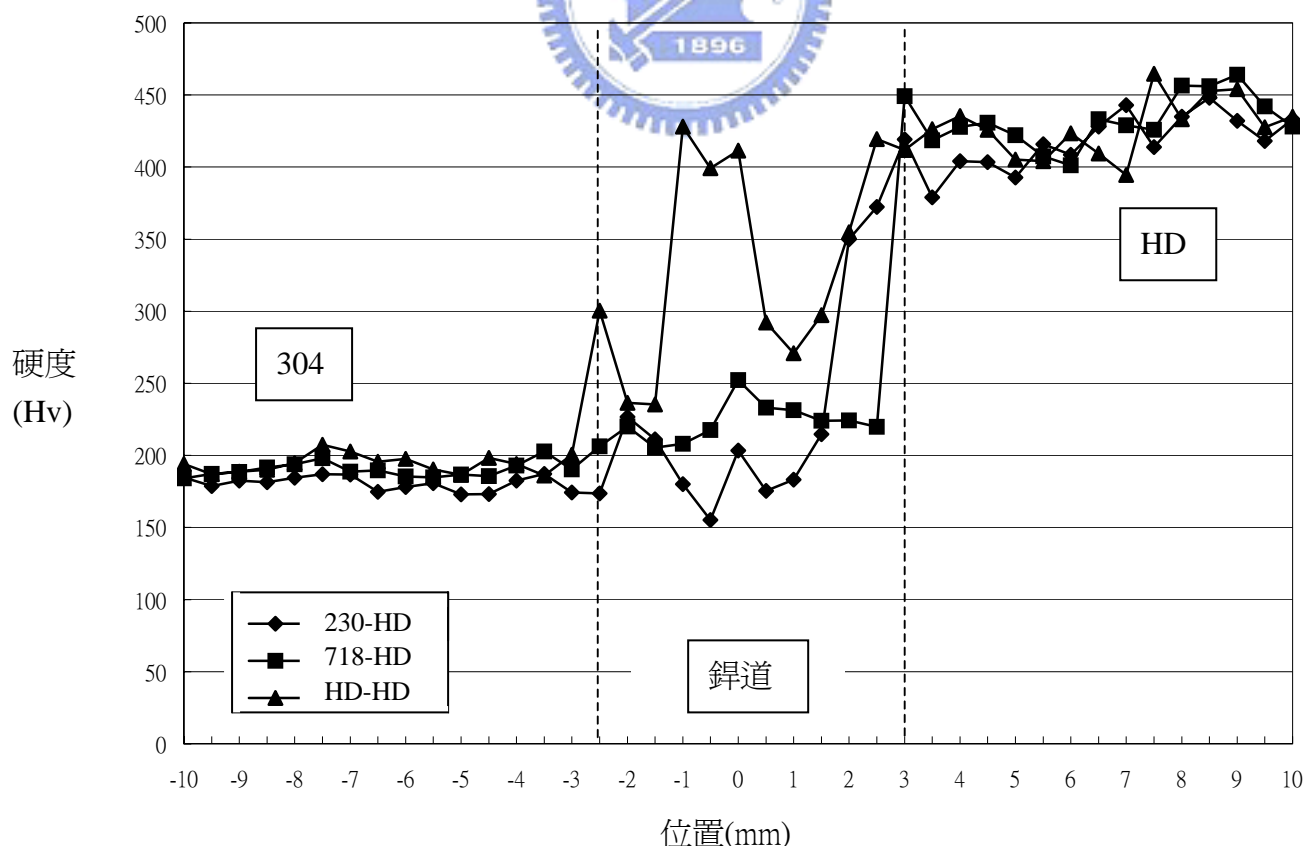


圖 4-31 HD 異種鉚件硬度值變化圖

4.4.4 HD 高熵合金鉚件金相顯微組織

圖 4-32~4-34 為 HD 高熵合金鉚件金相圖，其母材為柱狀結構與顆粒狀結構所構成(如圖 4-32~4-34 之位置 5 及位置 6)，當 HD 高熵合金以 230 及 718 超合金填鉚後，其鉚道組織呈現細緻之柱狀晶結構，而以 HD 高熵合金同質鉚條填鉚後，其鉚道組織呈現細長之柱狀樹枝結構。



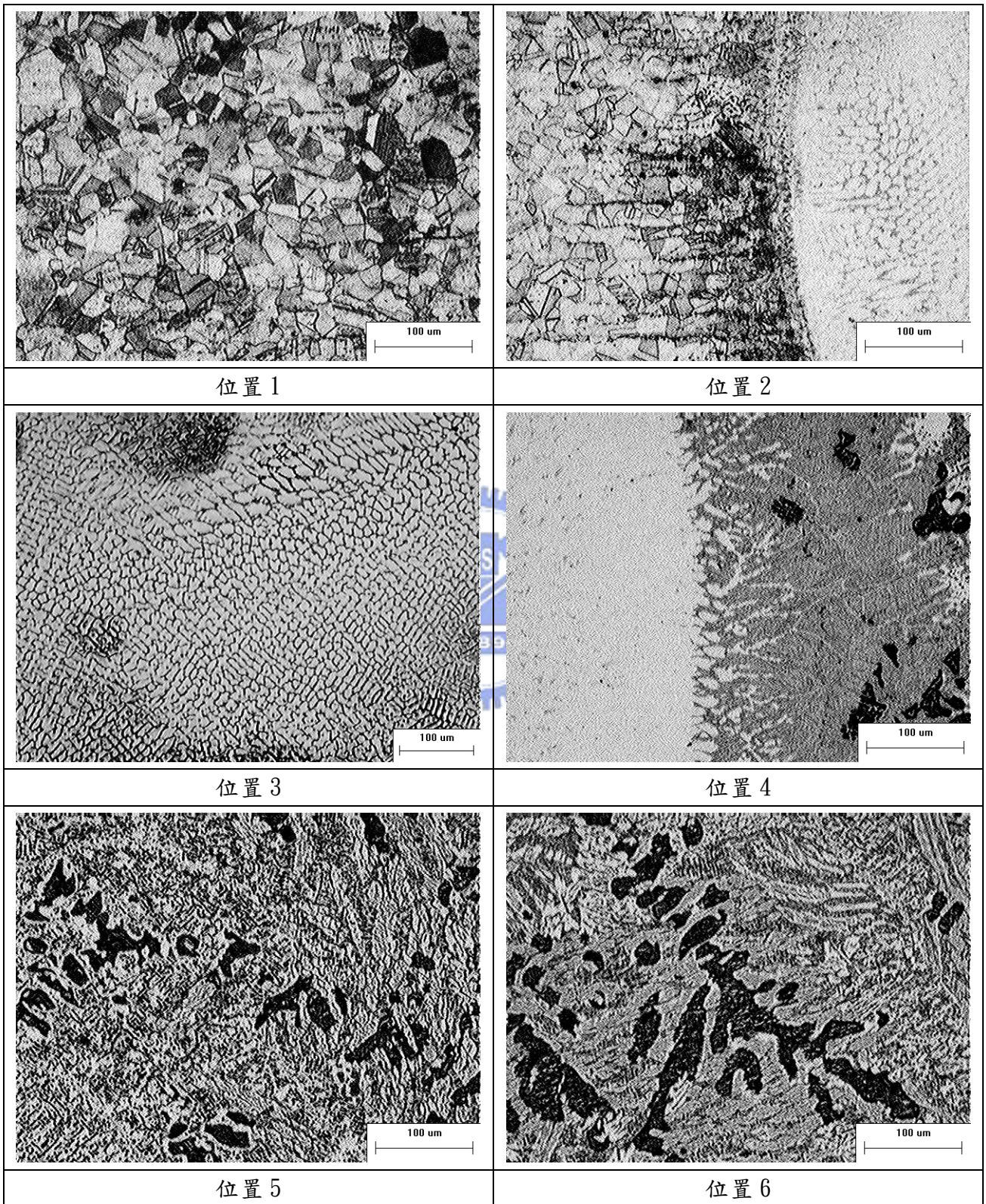


圖 4-32 230-HD 銲件金相圖

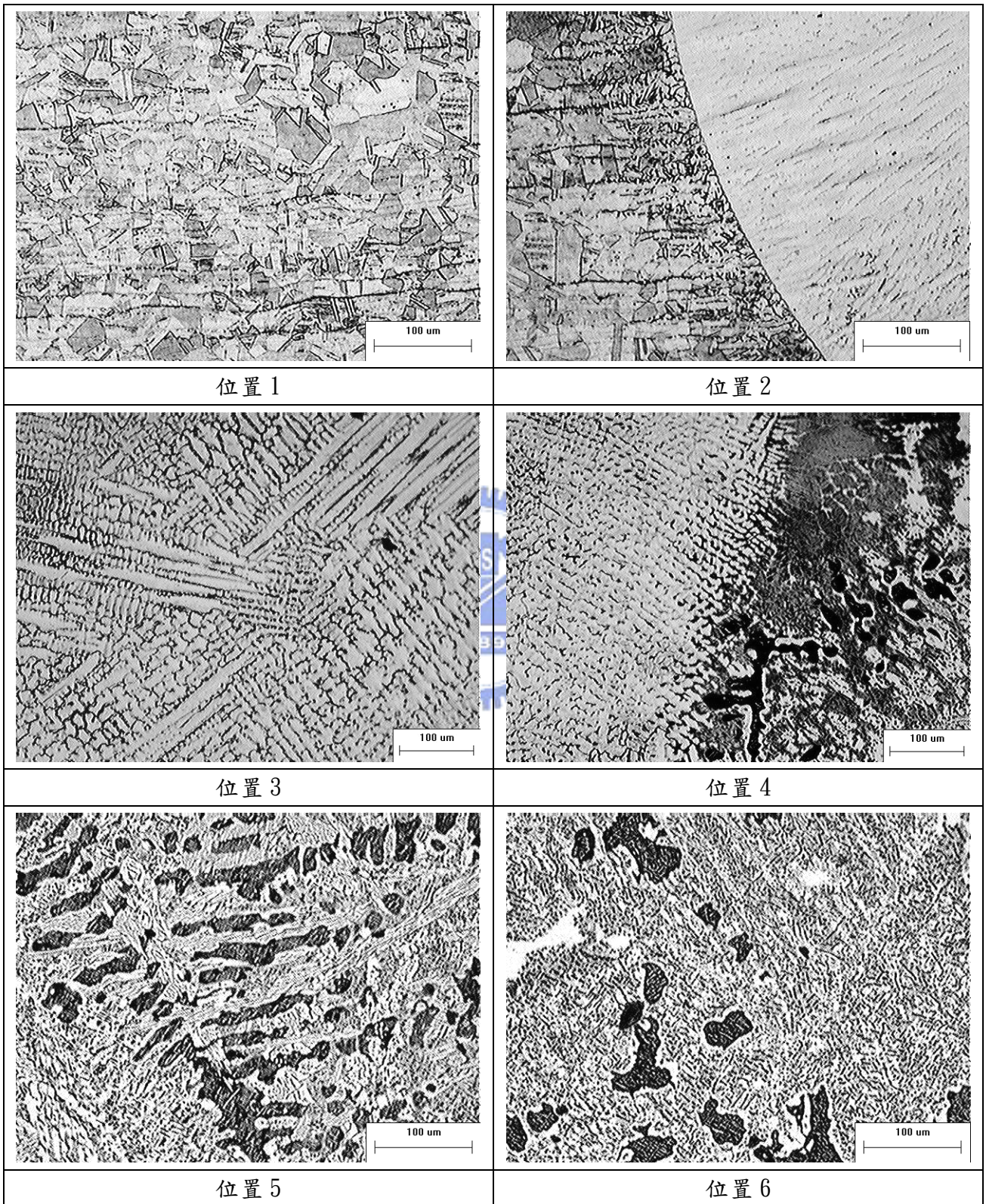


圖 4-33 718-HD 鋁件金相圖

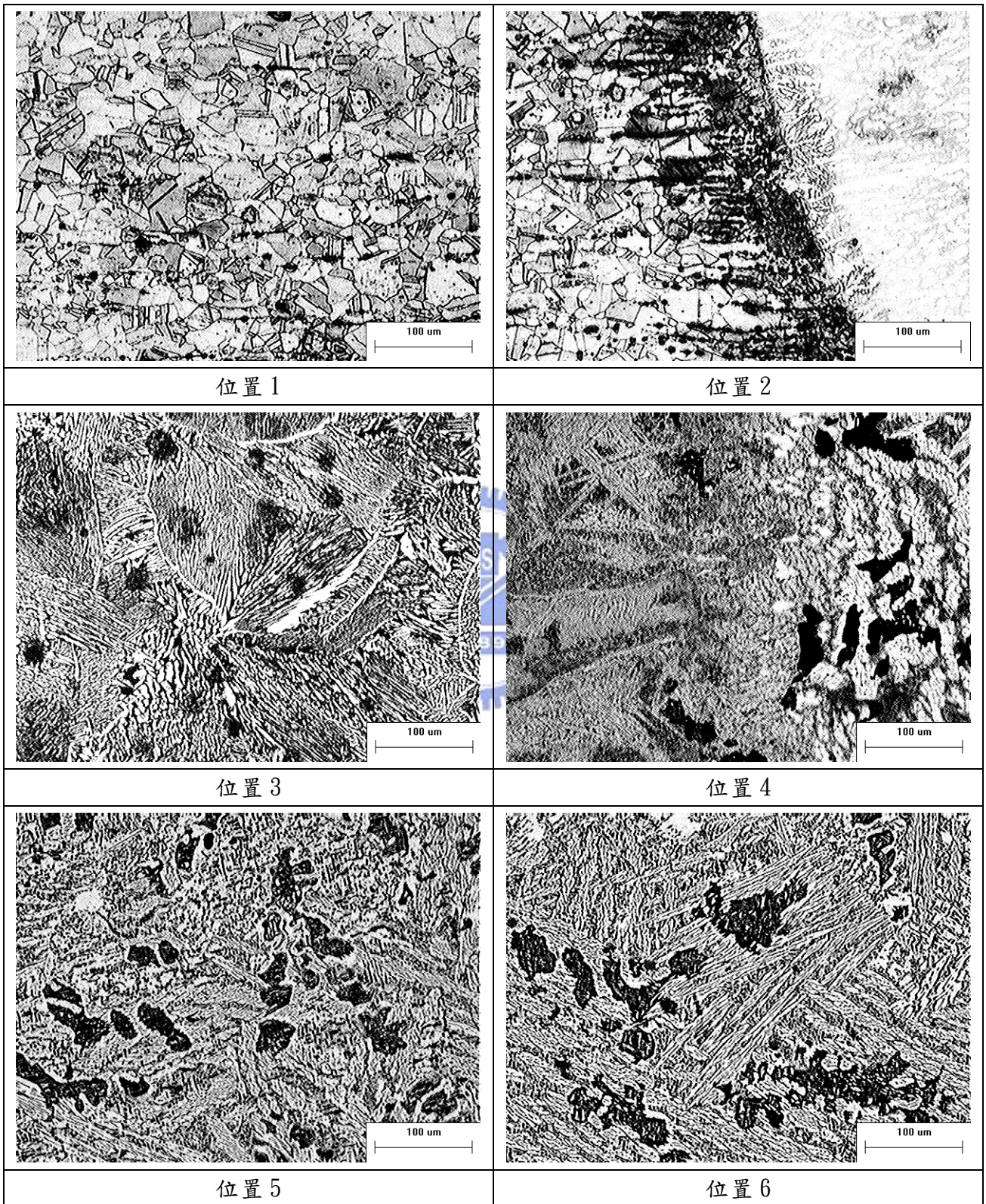
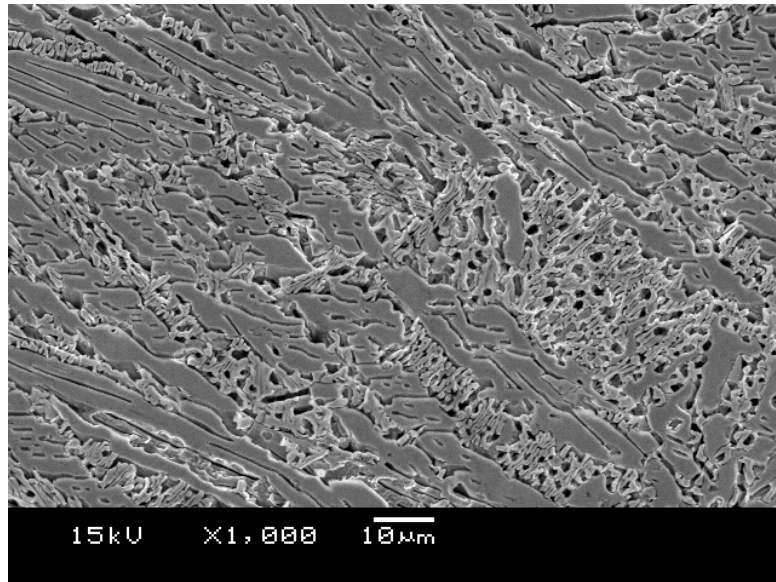


圖 4-34 HD-HD 銲件金相圖

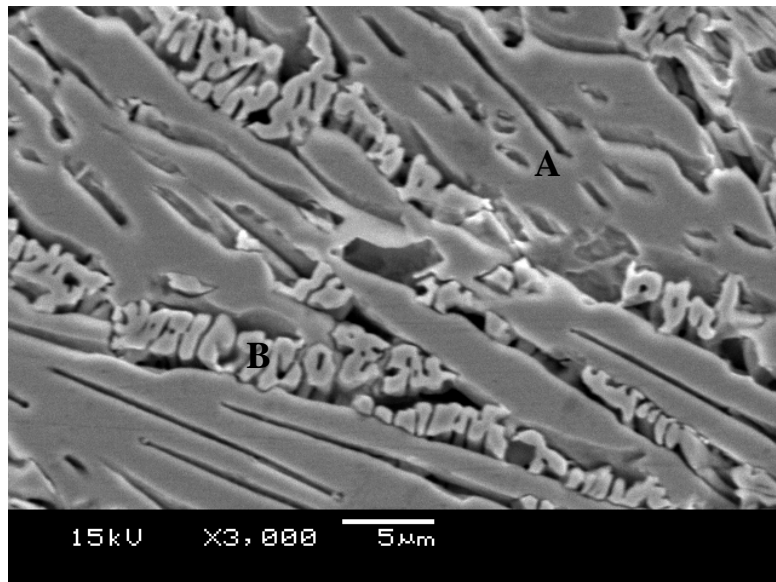
4.4.5 HD 高熵合金鉚件 SEM 與 EDS 成份分析

圖 4-35 為 HD 高熵合金之母材顯微組織 SEM 照片，表 4-11 為其 EDS 成份分析表。由其 SEM 照片及 EDS 成份分析表可發現其母材鑄件為樹枝狀之 A 相及顆粒狀之 B 相所組成。其中，樹枝狀 A 相之 Cr 及 Mo 含量較顆粒狀之 B 相為高，因為此二種成份之熔點較高，優先凝固；而顆粒狀 B 相則以 Fe 及 Ni 元素含量較高，故可判斷鑄件在冷卻過程中，部分高熔點元素優先凝固形成樹枝狀結構，其樹枝間殘留金屬液熔點較低，故較慢凝固而形成顆粒狀 B 相。此外，觀察以 HD 高熵合金進行鉚接之鉚道顯微組織(如圖 4-36)與成份分析(如表 4-12)結果，其鉚道成份中 Fe 元素含量明顯較母材為高。





(a)

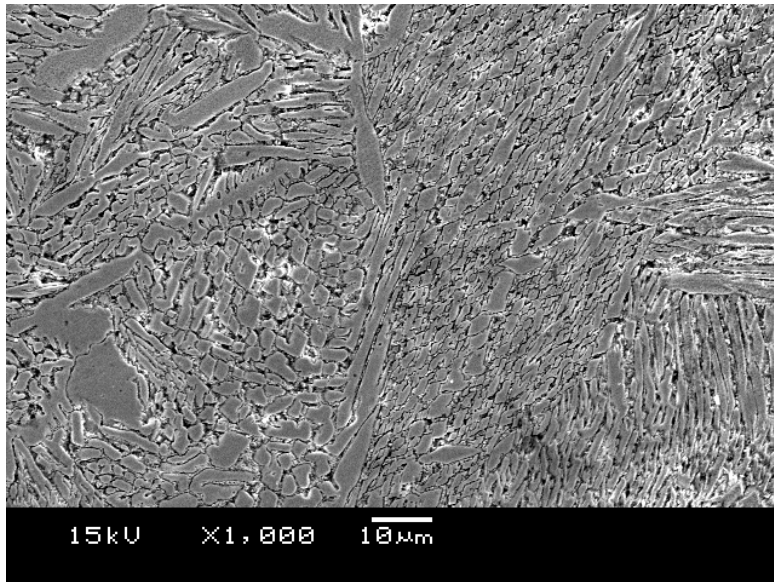


(b)

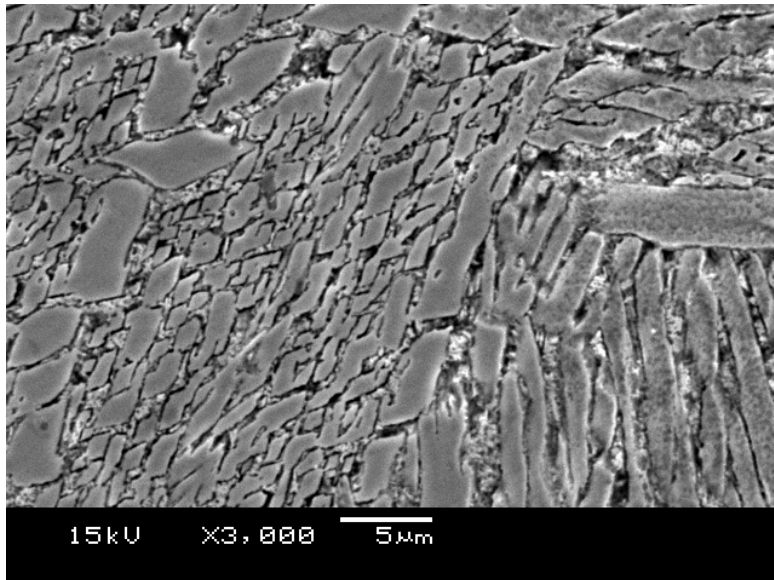
圖 4-35 HD 高熵合金母材 SEM 照片

表 4-11 HD 高熵合金母材 EDS 成份分析表(at%)

	Fe	Co	Ni	Cr	Al	Mo
樹枝相 A	19.65	16.76	14.6	28.20	2.59	18.21
顆粒相 B	23.77	19.49	29.44	19.21	3.17	4.92



(a)



(b)

圖 4-36 HD-HD 銲件之銲道 SEM 照片

表 4-12 HD-HD 銲件之銲道 EDS 成份分析表(at%)

	Fe	Co	Ni	Cr	Al	Mo
樹枝相	40.07	11.08	23.47	17.76	3.84	3.78

4.4.6 HD 高熵合金異種銲接綜合討論

HD 高熵合金經不同銲條填銲後，熱影響區硬度值略低於母材硬度，研究中以 HD 同質銲條施銲，其銲道硬度有明顯之起伏，但銲道之最高硬度值可達與母材硬度相當，且硬度值高於以 230 及 718 銲條施銲者。此外，HD 高熵合金異種銲件之拉伸破斷位於熱影響區上，破斷型態為脆性+延性複合破斷或脆性破斷為主，而銲件之延伸率值則主要由 304 不銹鋼發生頸縮現象所供獻。

HD 高熵合金鑄件之微觀組織主要由樹枝狀結構及樹枝間顆粒狀之結構所組成，經 EDS 分析可知，在樹枝狀結構中，具高熔點特性之 Cr 及 Mo 元素含量較顆粒狀結構為高，應較顆粒狀結構優先凝固。分析 HD-HD 銲件之銲道成份可發現，Fe 元素含量明顯增加，銲道之硬度與高熵合金母材相當。

五、結論

本研究中以 230 及 718 超合金鐸條與高熵合金自製鐸條對四種不同之高熵合金及 304 不銹鋼進行異種鐸接研究，研究結果如下：

1. 四種不同材質之高熵合金以相同成份之鐸條與 304 不銹鋼異種鐸接後，其機械性質優於以 230 及 718 超合金鐸條鐸接之鐸件。
2. FeCoNiCrCuAl_{0.5} 高熵合金(HA 高熵合金)經鐸接熱影響後，其硬度值無明顯變化，與過去學者研究部分高熵合金不具有高溫退火之效應相符合。
3. FeCoNi_{0.5}CrAl_{0.5} 高熵合金(HB 高熵合金)及 Fe_{1.5}Ni_{0.5}CrCu_{0.3}Mn 高熵合金(HC 高熵合金)經鐸接熱影響後，其熱影響區具有硬度提高現象。
4. FeCoNi_{0.5}CrAl_{0.5} 高熵合金(HB 高熵合金)以相同成份之高熵合金鐸條進行與 AISI 304 不銹鋼異種鐸接，其鐸件具有良好之機械性質，鐸後其鐸道強度甚至優於 AISI 304 不銹鋼商用板材之強度。
5. FeCoNi₂CrAlMo_{0.5} 高熵合金(HD 高熵合金)鐸件之熱影響區硬度略低於母材硬度，拉伸破斷位置以熱影響區為主。
6. 高熵合金與相同成份之鐸條鐸接性能佳，與 AISI 304 不銹鋼進行異種鐸接亦可獲得相當之鐸件強度，未來高熵合金薄板鐸接可嘗試無填料鐸接或開發同系列高熵合金鐸條施鐸，以獲得良好之鐸件機械性質。

参考文献

1. Metals Handbook, Vol.1, 10th Edition, ASM International, USA, 1990.
2. Metals Handbook, Vol.2, 10th Edition, ASM International, USA, 1990.
3. Inoue, K. Ohtera, K. Kita and T. Masumoto, Japan J. Applied Physics Part 2-Letters, 27, 10, pp. 1796-1799, (1998).
4. Inoue, T. Zhang and T. Masumoto, Materials Transactions, JIM, 30, 9, pp. 722-725, (1989).
5. Inoue, T. Zhang and T. Masumoto, Materials Transactions, JIM, 31, 3, pp. 177-183, (1990).
6. Akihisa Inoue, Tao Zhang, Min Wei Chen and Toshio Sakurai, Materials Transactions, JIM, 40, pp. 1382-1389, (1999).
7. Akihisa Inoue, Tao Zhang, Junji Saida and Mitsuhide Matsushita, Materials Transactions, JIM, 41, pp. 1511-1520, (2000).
8. H. S. Chen, H. J. Leamy and C. E. Miller, , Annual Review of Materials Science, 10, 363-391, (1980).
9. B. Prasad, T. R. Anantharaman, A. K. Bhatnagar, D. Ganesan and R. Jagannathan, Journal of Non-crystalline Solids, 61-2, Jan, 391-395, (1984).
10. Carlisle and H. Ben, Machine Design, 58, 1, 24-30, (1986).
11. H. Jones, Rapid Solidification of Metals and Alloys, Inst. of Metallurgists, London, 1982.
12. F. G. Yost, Journal of Materials Science, 16, 11, 3039-3044, (1981).
13. P. Haasen, "Metallic Glasses", Journal of Non-Crystalline Solids,

56, 1-3, 191-199, (1983).

14. <http://www.nsc.gov.tw>

15. 洪育德, “Cu-Ni-Al-Co-Cr-Fe-Si-Ti 高亂度合金之探討”, 國立清華大學材料科學工程研究所碩士論文, 2001.

16. 黃國雄, “等莫耳比多元合金系統之研究”, 國立清華大學材料科學工程研究所碩士論文, 1996.

17. 賴高廷, “高亂度合金微結構及性質探討”, 國立清華大學材料科學工程研究所碩士論文, 1998.

18. 許雲翔, “以 FCC 及 BCC 元素為劃分配製等莫耳多元合金系統之研究”, 國立清華大學材料科學工程研究所碩士論文, 2000.

19. 童重縉, “Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe 高熵合金變形結構與高溫特性之研究”, 國立清華大學材料科學工程研究所碩士論文, 2002.

20. 黃處明, “高熵合金與 304 不銹鋼之異種銲接研究”, 國立交通大學工學院精密與自動化工程學程碩士論文, 2004.

21. 天津大學, 中國石油化工總公司第四建設公司, 工程焊接冶金學, 北京, 機械工業出版社, 1997.