

# 行政院國家科學委員會專題研究計畫 成果報告

## 鈦/鋁及鈦/鐵/鋁多層箔片經冷軋軋與退火後之固態反應暨 性質研究

計畫類別：個別型計畫

計畫編號：NSC92-2216-E-032-004-

執行期間：92年08月01日至93年07月31日

執行單位：淡江大學機械與機電工程學系

計畫主持人：林清彬

計畫參與人員：陳連和 李育修

報告類型：精簡報告

處理方式：本計畫可公開查詢

中 華 民 國 93 年 9 月 8 日

# 鈦/鋁及鈦/鐵/鋁多層箔片經冷軋與退火後之固態反應暨性質研究

## Solid reaction and properties of Ti/Al and Ti/Fe/Al multi-layered foils after cold rolling and annealing

主持人：林清彬

參於研究人員：陳連和 李育修

淡江大學機械與機電工程學系

(NSC 92 - 2216 - E - 032 - 004)

### 摘要

本研究使用重複摺疊與冷軋製得鈦/鋁及鈦/鐵/鋁合金箔片。合金箔片經 200 -500 退火 2 小時後，經 EPMA 分析得知已產生界面反應。鈦/鋁合金箔片在退火前，因鈦/鋁優選方位的強化機制，俱最大的拉伸強度；退火後的合金箔片因箔片的應力回復、鋁箔層間擴散鍵結的消長與鈦/鋁優選方位的消失，其拉伸強度隨著退火溫度增加而下降；但 500 退火 2 小時拉伸應力較 400 來的大，其原因係鋁箔層間擴散鍵結的增加。

關鍵字：鈦；鋁；冷軋；合金箔片；拉伸

### Abstract

The titanium/aluminum alloy and titanium/iron/aluminum foils was made by repeated folding and cold rolling process in this study. Under the observation of electron probe X-ray microanalyzer, it is found that the interface reaction between titanium and aluminum was formed after annealing treatment at 200 -500 for two hours. Owing to the texture strengthening effect, the titanium/aluminum alloy foils without annealing treatment can be getting the highest tensile strength. The alloy foils with annealing treatment were influenced by recovery and degrees of diffusion bonding of aluminum foils, texture of titanium/aluminum that getting reducing, the tensile strength was decreased with increasing annealing temperature. But tensile stress of annealing treatment at 500 is larger than that at 400, resulted from degrees of diffusion bonding of al foils increasing.

Keywords: Titanium; Aluminum; Cold rolling; Alloy foil; Tensile

### 1、導論

目前合金箔片的種類有(1)TiAl 箔片[1]因質輕、俱高熔點與高溫潛變抵抗佳等因素，是先進國家積極開發之尖端材料；(2)Ni<sub>3</sub>Al 箔片[1]俱優良的耐熱強度、抗氧化/腐蝕性、韌性、高破斷強度及高彎曲韌性；(3)鈦鎳形狀記憶合金 (TiNi, SMAs) [2]擁有形狀記憶特性、超彈性及極佳制震能常應用於國防、機械、能源、控制、航太、生化及微電子工業等領域。

合金箔片的製作方法有重複摺疊與軋軋、共濺鍍、共蒸鍍及高能球磨法等。而目前最常使用的製程為重複摺疊與軋軋法，此製程的優點係可製造大面積、組織均勻且晶粒尺寸可達奈米級的合金箔片，並可控制合

金箔片厚度到  $\mu\text{m}$  等級，生產速度快且可量產。

重複摺疊與冷軋製造合金箔片的技術係將均勻及高純度之金屬箔片，堆積成三明治層，給予重複的軋軋與摺疊，在合金化與中間相形成之前，將金屬箔層縮小到奈米尺寸的合金箔片[3]。根據 Wendy 等人[4]將 Ni/Ti 疊層箔片經過 20、30 和 40 次的冷軋與摺疊，可分別製得 601nm、90nm 和 63nm 平均層厚度的合金箔片，這種奈米尺寸層使奈米結晶化的製造變成可能。根據 Battezzati 等人[5]將等原子數之鎳和鋁金屬箔片藉重複冷軋與摺疊後，在 200 下進行退火處理，經差示掃描熱量計 (Differential scanning calorimetry; DSC) 與 X 光繞射分析 (X-ray

diffraction ; XRD ), 層間反應會形成  $\text{NiAl}_3$  相, 若在 450 °C 下進行退火處理則會形成  $\text{NiAl}$  反應相。根據 Barmak 等人[6]在磁控管中濺鍍  $\text{NiAl}_3$  合金箔片, 並藉由 X 光繞射、差示掃描熱量計、電阻測量及穿透式電子顯微鏡 (transmission electron microscope ; TEM), 發現( $\text{NiAl}$  ; B2)析出相和非晶質相形成期間, 鎳和鋁已經反應, 且形成  $\text{NiAl}_3$ 、 $\text{NiAl}$  及  $\text{Ni}_2\text{Al}_9$  相。根據 Edelstein 等人[7-8]使用離子束共濺鍍製備鎳/鋁合金箔片, 產生之初生相係  $\text{NiAl}$  相, 並伴隨  $\text{Ni}_2\text{Al}_9$  或  $\text{NiAl}_3$  相的產生且這些相係受總體化學計量而定。根據 Colgan 等人 [9] 以  $\text{Al}(250\text{nm})/\text{AlNi}(170\text{nm})/\text{Ni}(150\text{nm})$  構成的三明治疊層, 其中 170nm AlNi 當偏壓層, 將此三層作退火處理後, 發現當 AlNi 偏壓層被消耗完後, 形成的初始相是  $\text{Al}_3\text{Ni}$ 。

根據 Bordeaux 等人[10] $\text{Al}_2\text{Pt}$  多層複合金屬於固態反應(solid state reaction ; SSR)過程中, 非晶相可在機械變形附近的溫度, 經由層間金屬的原子做相互擴散, 在固態下及在自發反應下, 呈現大且負值之混合熱 [11]。將  $\text{Al}_{50}\text{Ni}_{50}$  與  $\text{Al}_{66}\text{Ni}_{34}$  之 Al/Ni 疊層箔片摺疊後, 經 75 次冷軋與摺疊, 疊層箔片厚度隨著軋次數做對數減少 (logarithmic reduction), 實驗結果 Ni 箔片會漸漸地達到奈米晶態, 而合金箔層間的相反應則是發生在退火期間, 藉由 TEM 分析 48-83 at.% Al 薄層材料(10-20nm)在退火前, 可以發現非晶質或是  $\text{NiAl}$  相的產生。對於疊層金屬箔片進行冷軋時, 材料的非晶質化疊層金屬經冷軋產生固態反應, 層間金屬的原子作相互擴散混合而成[12-14]。根據 Sieber 等人[15]將 Al 與 Ni 箔片疊層經過反覆摺疊與冷軋製備 Al-20at.% Ni 與 Al-25at.% Ni, 藉由 XRD 分析發現繞射峰高度及繞射峰的寬化隨軋次數增加而降低及加寬。藉由 SEM 與 TEM 分析, 當金屬層厚度減至低於 0.1  $\mu\text{m}$  時, 晶粒尺寸可縮小至 50nm 以下。有關使用重複摺疊與軋製鋁鈦合金箔片之製作與之研究甚少, 因此本研究乃針對此材料系統及使用此製程而作者。

## 2、實驗步驟

### 2.1. 金屬箔片

使用鈦箔(0.01%C、0.03%Fe、0.1%O、0.0004%H、0.0053%N)厚度約 50  $\mu\text{m}$ , 純鋁箔(0.01%Cu、0.13%Si、0.42%Fe、0.01%Ti、0.01%V) 厚度約 100  $\mu\text{m}$  及鐵箔(0.02%C、0.03%Si)厚度約 50  $\mu\text{m}$ 。

### 2.2. 重複摺疊與冷軋

將 900mm  $\times$  70mm  $\times$  0.05mm 鈦箔及鐵箔與 920mm  $\times$  80mm  $\times$  0.10mm 鋁箔以丙酮清洗後, 將鋁箔與鈦箔及鋁箔、鐵箔與鈦箔如圖 1 摺疊出共 98 層、長 8cm 的似同心圓試捲, 再以轉速 50mm/sec 的軋輪、每次以 0.28mm 下壓量進行冷軋, 試捲開始送進軋輪都是以一前一後反覆直到試片厚度降為 1mm 左右, 再改為以一左一右反覆直到試片厚度降摺疊前試片的厚度, 如此反覆進行軋至摺疊 10 次為止。

### 2.3. 熱處理

將摺疊 10 次冷軋後的鈦/鋁及鈦/鐵/鋁合金箔片進行 200、300、400 及 500 2 小時的退火處理後, 再將合金箔片空冷到室溫。

### 2.4. 電子微探儀分析

以 JXA-8800M 電子微探儀 (Electron Probe x-ray Microanalyzer, EPMA)進行鋁/鈦/鋁三明治結構界面反應之元素 line profile 定性分析。

### 2.5. 拉伸試驗

將退火前後的鈦/鋁合金箔片, 以線切割製作成標距長為 7.5mm 之拉伸試片, 置於萬能拉伸試驗機, 在室溫及夾頭拉伸速率為 1 mm/min 下進行拉伸測試, 求得拉伸性質, 每一數據取 3 片求其平均值。

### 2.6. 顯微結構觀察

將退火前後的鈦/鋁及鈦/鐵/鋁合金箔片, 使用碳化矽砂紙研磨, 再以 0.3  $\mu\text{m}$  的氧化鋁粉懸浮液拋光後。使用氫氟酸 40% (MERCK Co. GR)、硝酸 65% (BONA PURE CHEM Co.)與水, 以 1 : 3 : 5 配成腐蝕液, 鋁/鈦/鋁合金箔片腐蝕時間 5 秒, 腐蝕後的試片使用 LEO-1530 與 Hitachi S-2600H S-4300 掃描式電子顯微鏡 (Scanning Electron Microscopy, SEM), 進行鋁/鈦/鋁合金箔片退

火前鈦層在鋁基中的分布狀況及退火後鈦/鋁界面反應的顯微結構觀察，以及拉伸試片破斷面型態與表面近斷口處顯微結構觀察，使用 Hitachi S-4300 電子顯微鏡附加之能量散佈分析儀(Energy Dispersive Spectrometer, EDS)，對退火前後之鋁/鈦/鋁多層合金箔做元素 line profile，驗證是否有產生鈦/鋁界面反應。

### 3、結果與討論

#### 3.1. 鈦/鋁合金箔片的顯微結構

本實驗使用似同心圓的試捲，當上下輥輪接觸到試捲時，受力最大的位置位於試捲正中央，且應力從試捲表面往中心遞減。剛開始輥軋時，鈦/鋁層間沒有鍵結仍然是分離，因此輥軋進行時，試捲中心會向外伸出。另外，鈦與鋁的抗拉強度不同且鋁位於試捲表面，在高轉速輥輪下，會造成鋁/鈦層間產生不同的伸長量，且產生層間滑移而形成波浪狀的變形，尤其以受力最大的表面變形最為嚴重。鈦/鋁層間因互相滑移所產生的摩擦會增加表面的活化，以增加鋁/鈦層間的潤濕而更容易鍵結。波浪狀變形係導致於應變不均勻，因為鋁容易變形，使得鋁層局部的應變硬化較鈦層不易發生。當輥軋應力傳遞到鈦層嚴重應變硬化的位置時，裂紋便會產生，裂紋會沿著嚴重應變硬化的路徑前進，而波浪狀變形的波谷即是嚴重應變硬化區域。當輥輪壓應力作用在已產生局部裂紋的鈦層時，加上鈦/鋁間尚未鍵結，此時裂紋會被上下相鄰的鋁層撐開而往試片邊緣前進，而被撐開的間隙與相鄰未局部破裂的鈦層相比，已有一鈦層厚度差，此厚度差與輥輪接觸試片應力，進而在兩鈦層裂縫間產生小皺摺。已經輥軋成板材的試捲邊緣會因為應變落差大而產稱邊緣裂紋，裂紋亦會沿著應變硬化路徑前進至試片內部，造成試片斷裂，所以鈦層斷裂的方式主要是由波浪狀變形導致波谷產生了裂紋。試捲開始送進輥輪都是以一前一後反覆直到長邊開始產生邊緣裂縫後，此時試片厚度為 1mm 左右，再改為一左

一右反覆直到試片厚度下降至 0.3mm 為止，鈦有比較長的趨勢，於試片縱斷面而呈現出較短的鈦。若是給予試捲大的下壓量，會得到鈦斷裂成兩半，若是給予小的下壓量在加上高轉速輥輪，鋁/鈦層難以鍵結而分開。鈦層邊緣如魚鰭的地方為鈦的裂紋，也是破斷前應力集中處，使此處難以發生經由頸縮再破斷的過程，若是輥軋繼續進行會使鰭狀靠鈦之根部裂紋向鈦內部前進最後使鈦斷裂。而頸縮較容易發生較靠近試捲中心波浪狀變形影響少數局部區域。

10 次摺疊與冷輥軋後的鈦/鋁合金箔片，由於輥軋過程中鋁產生應變硬化，因此需更大的應力使鋁產生塑性變形，進而將應力傳遞給鈦層。同時鋁層的塑性流對凹凸不平的鈦層表面進行局部塑性變形，會將某些圓滑的凸起漸漸擠成尖銳的形狀，這些碎片的尖端會朝向與鋁的塑性流同一方向見圖 2(a)。接著鈦層表面的凸起也隨著塑性流的方向而不斷變形，最後因應力集中而斷裂，斷裂後的小碎片留在鈦層表面附近，較小的碎片則隨鋁基地塑性流遠離鈦層。若是原本鈦層表面殘留因波浪狀變形造成較大的似鰭狀凸起，會因鋁的塑性流而於鰭狀根部應力集中處斷裂成較大塊的碎片。腐蝕過的試片顯示出鈦層的晶粒隨著塑性變形產生優選方位見圖 2(b)，鈦層表面的小碎片因腐蝕後脫離，在鈦/鋁界面間遺留一些不規則的大孔洞，某些尖銳凸起也因腐蝕而消失遺留下尖銳的凹槽，顯示出這些凸起在鈦層表面是局部的。

經過 200、2 小時的退火處理後，可以發現鋁層間有裂紋產生見圖 3(a)，這是因為局部的鋁層間，尚未因輥軋而鍵結完全，導致在退火後發生應力回復的離鍵現象。經過 400、2 小時退火處理後，鋁層的許多界面已經鍵結。鈦層的晶粒也因溫度上升而產生再結晶，使優選方位漸漸消失，見圖 3(b)。500 退火 2 小時後，鋁層間得到較佳擴散鍵結，鈦層的晶粒成長且優選方位也完全消失見圖 3(c)。

#### 3.2. 鈦/鋁合金箔片的拉伸性質

未經退火處理，加工硬化的鋁層及鈦層的拉伸破斷面呈現出較少的韌窩，而擴散鍵結尚未完成的鋁層間，在拉伸應力作用下而



分開，見圖 4(a)。觀察拉伸破斷面近斷口處，可發現未退火試片因加工硬化導致鋁層產生裂紋而破斷，見圖 4(b)。

經 200 °C、2 小時的退火處理，鋁層韌窩的數量增多，但退火後產生層間離鍵的鋁層，因拉伸應力而分開，見圖 5(a)。隨著退火溫度上升，鋁層韌窩的數量也漸漸增多，而鋁層擴散鍵結也因退火溫度上升而增加，分別見圖 5(b) 與(c)。在拉伸破斷面近斷口處的韌窩隨著退火溫度上升數量增多且尺寸變小，而且鋁層也以滑移線的移動取代未退火的裂紋見圖 5(e) ~ (g)。

經 500 °C、2 小時退火處理後，韌窩的數量相較於 200 ~ 400 °C 多且鋁層間的擴散鍵結也幾乎完成，不再因拉伸應力而分開，見圖 5(d)。隨退火溫度上升，在拉伸破斷面近斷口處的鋁層滑移線也越來越多，見圖 5(h)，且不再因拉伸應力分開而呈現出連續的鋁基材。

若是將拉伸破斷面的鈦層放大來看，發現鈦層表面覆蓋一連續薄層，且此薄層與鋁層在拉伸應力作用下分開，但在破斷後卻仍然與鋁層有局部連接，顯示鈦/鋁間已互相擴散產生界面反應層，見圖 6(a)，從元素 line profile 分析得知，退火前已發生鈦/鋁界面反應，見圖 6(b)。200 ~ 500 °C 及 2 小時退火處理中，隨著退火溫度上升，界面反應的程度也越加明顯，見圖 7。其原因係在軋軋過程中，由於高速軋輪與軋軋後試片厚度減半的高應變率，導致試片溫度上升，其實已有相當程度實質的退火處理，再加上鋁層與鈦層所儲存的應變能，使未退火的鈦/鋁產生界面反應。隨著退火溫度上升，覆蓋在鈦層上薄層厚度有增加的趨勢，這不代表真正界面反應層的厚度，但卻可以解釋鈦/鋁層間鍵結強度隨著溫度上升而增加。500 °C 及 2 小時退火處理後，鈦層已經被完全包覆，可見在相同的拉伸條件下，拉伸應力已經無法將鈦層與界面反應層分開。

由於軋軋方向、拉伸應力方向均與鈦層互相平行，因此會在鋁層與鈦層形成優選方位，進而得到優選方位強化 (texture strengthening) 的效果，所以從表 1 中發現未退火鈦/鋁多層合金箔的抗拉強度為鋁箔(未做退火處理)的 346%，且因為鋁層與鈦層加工硬化，使伸長率只有 0.85%。在 200 ~ 400

、2 小時退火處理後，主要拉伸應力的貢獻有兩個：(1) 尚未完全消失的優選方位強化；(2) 鈦/鋁界面反應層鍵結強度。隨著退火溫度升高，使優選方位漸漸消失，而鈦/鋁界面反應層鍵結強度卻漸漸增加，但界面強度增加的速度不及優選方位消失的速度，導致抗拉強度下降，伸長率也因為鋁層與鈦層的回復、軟化及界面強度上升而漸漸增加。在退火 500 °C、2 小時，鋁層幾乎已經完全鍵結成一連續鋁基材，所以在鈦層邊緣沿著拉伸應力方向，可觀察到鋁基材破斷所造成的韌窩，因此這個退火條件主要的強化機制是界面鍵結增加而強化，所以伸長率也隨著界面強度上升而增加且拉伸應力也較 400 °C 退火 2 小時來的大，其原因係鋁箔層間擴散鍵結的增加。但是由於長時間的高溫退火，使得鋁基材晶粒成長，造成整體的抗拉強度下降。未退火鈦/鋁合金箔片因為嚴重的加工硬化，以至於幾乎沒有頸縮現象，因此得到抗拉強度等於破斷強度。在退火 200 °C、2 小時，鋁層因退火應力回復而分開，但仍然有部分加工硬化，再加上低溫退火所得之界面強度較弱，因此也幾乎沒有產生頸縮，導致到達抗拉強度時隨即破斷。由於退火溫度上升，鋁層軟化及擴散鍵結的程度增加，所以在高溫退火，拉伸應力到達抗拉強度後，鋁層產生韌窩後破斷。韌窩的數量越多、尺寸越小，頸縮的程度越高。

### 3.3. 鈦/鐵/鋁合金箔片的顯微結構

10 次摺疊與冷軋軋後的鈦/鐵/鋁合金箔片，由於軋軋過程中將應力傳遞給鈦層與鐵層，同時鋁層的塑性流對凹凸不平的鈦層與鐵層表面進行局部塑性變形，會將某些圓滑的凸起漸漸擠成尖銳的形狀，這些碎片的尖端會朝向與鋁的塑性流同一方向。接著鈦層與鐵層表面的凸起也隨著塑性流的方向而不斷變形，最後因應力集中而斷裂見圖 8(a)。鈦/鐵/鋁合金箔片經過 200 °C、2 小時與 400 °C、2 小時的退火處理後，鋁層與鐵層沒有界面產生分別見圖 8(b)與圖 8(c)。500 °C 退火 2 小時後，鋁層與鐵層已有界面產生，且鐵層已有氧化現象見圖 8(d)。500 °C 退火 4、6 及 8 小時後，鋁層與鐵層之相互擴散層隨時間增加而增加已有界面產生，且鐵層已有氧化現象分別見圖 8(e)、圖 8(f)及圖 8(g)。

#### 4. 結論

本研究的結論如下：

1. 鋁/鈦/鋁與鈦/鐵/鋁多層箔片進行冷軋軋，鋁與鋁之間產生擴散鍵結，在軋軋過程中，鈦以大部分撕裂及少部分頸縮的方式形成碎片，並均勻分散在鋁基地中。
2. 經由元素 line profile 知，鋁/鈦/鋁合金箔片在退火前後，藉由高應變能降低活化能與軋軋產生的摩擦熱活化，使得產生鈦/鋁界面反應。經過 200、300、400 及 2 小時退火處理，退火處理的熱活化使鈦/鋁界面反應層厚度隨著退火溫度上升而增加。
3. 鋁/鈦/鋁多層合金箔片經冷軋軋後、退火前的拉伸強度為最大，主要的強化機制為鈦層與鋁層的優選方位強化效應，由於鋁層界面應力回復，以及較低溫度退火而產生較弱的鈦/鋁界面強度，進而使拉伸強度下降；500 2 小時退火處理後，鋁/鈦界面強度增加，使拉伸強度上升。
4. 鋁/鈦/鋁多層合金箔片經冷軋軋後、退火前由於加工硬化，使伸長率為最小，鋁層隨著退火溫度上升，釋放出更多的應變能而軟化，進而增加伸長率；500 2 小時退火處理後，由於鋁層幾乎完成擴散鍵結，形成一連續鋁基材，而增加伸長率。

#### 5. 致謝

本研究得以順利完成，感謝行政院國家科學委員會之經費支持補助計劃(NSC 92 - 2216 - E - 032 - 004)、淡江大學蔡信武先生在 SEM 拍攝工作上的幫忙與清華大學李三保教授及李建成在實驗的幫忙

#### 6. 參考文獻

1. S. M. Spearing, Acta materialia, 48 (2000) 179.
2. T. Kawasaki, K. I. In, Proceedings of the International Conference on Stainless Steels, Chiba, 1991.p.1205.
3. N. Zotov, D. Parlapanski, Journal of materials science, 29 (1994) 2813.
4. C. Wendy. Crone, A. N. Yahya, and J. H. Perepezko, Materials Science Forum, 386(2002) 597.
5. L. Battezzati, C. Antonione and F. Fracchia, Intermetallics, 3 (1995)67.
6. K. Barmak, C. Michaelsen and G.

Lucadamo, Journal of materials research, 12(1997)1.

7. A. S. Edelstein, R. K. Everett, G. Y. Richardson, S. B. Qadri, E. I. Altman, J. C. Foley, and J. H. Perepezko, Journal of applied physics, 76(1994)7850.
8. A. S. Edelstein, R. K. Everett, G. R. Richardson, S. B. Qadri, J. C. Foley and J. H. Perepezko, Materials science and engineering, A195(1995)13.
9. E. G. Colgan, M. Nastasi and J. W. Mayer, 58(1985)4125.
10. F. Bordeaux and A. R. Yavari, LTPCM, CNRS UA29, BP. 75-38402.
11. R. B. Schwarz and W. L. Johnson, Physical review letters, 51(1983)415.
12. A. R. Yavari and D. Turnbull, Acta metallurgica, 30(1982)1171.
13. M. Atzmon, Physical review letters, 64 (1990) 487.
14. F. Cardellini, G. Mazzone and A. V. Antisari, Acta materialia, 44(1996)1511.
15. H. Sieber, J. S. Park, J. Weissmuller and J. H. Pererezko, Acta materialia, 49 (2001) 1139.

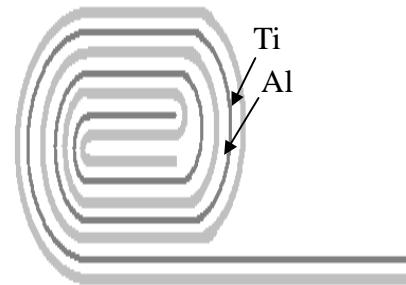


圖 1. 鈦/鋁箔試捲製作示意圖

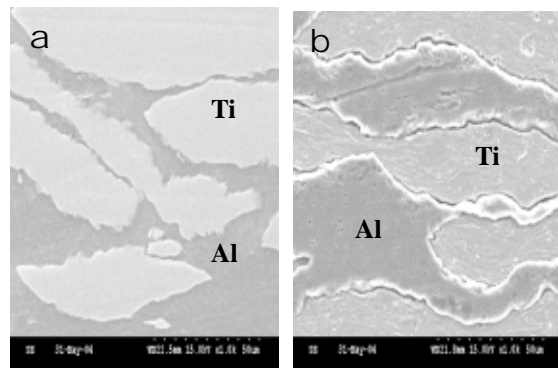


圖 2. 多層鈦/鋁經冷軋軋與摺疊 10 次，退火前試片(a)未腐蝕與(d)腐蝕後之 SEM 照片。

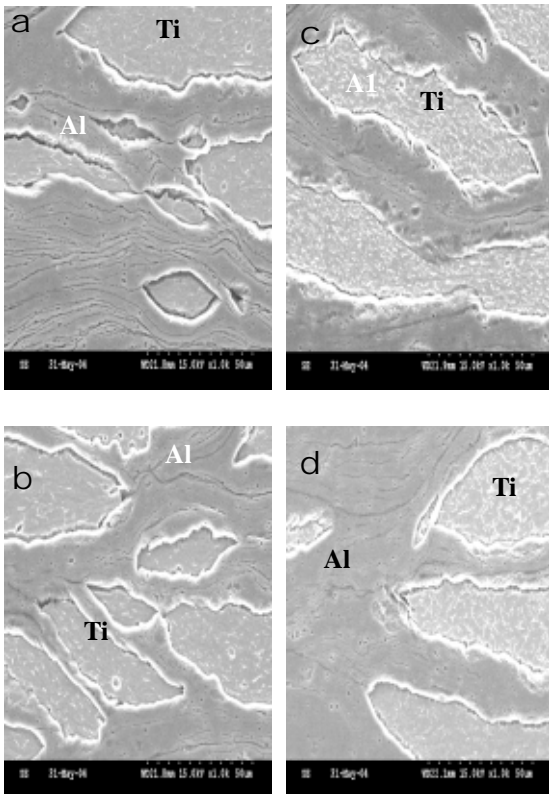


圖 3.多層鈦/鋁經冷軋與摺疊 10 次，退火溫度為(a) 200 ；(b) 300 ；(c) 400 ；與(d)500 、2 小時腐蝕試片之 SEM 照片。

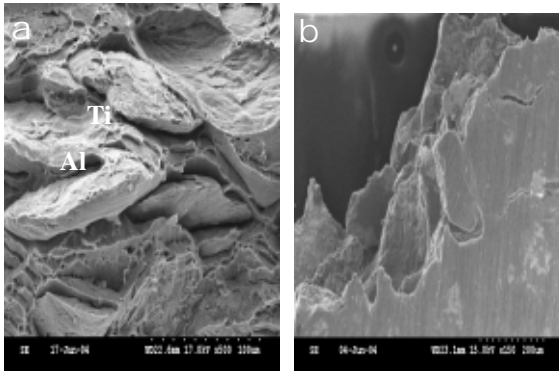


圖 4.多層鈦/鋁經冷軋與摺疊 10 次，退火前(a)拉伸破斷面與(b)近斷口處之 SEM 照片。

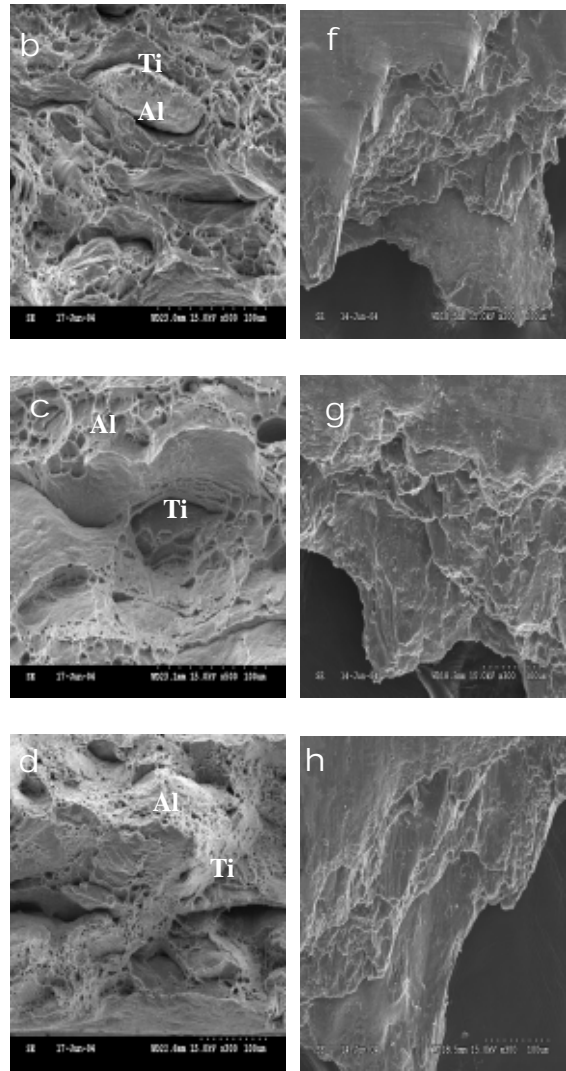
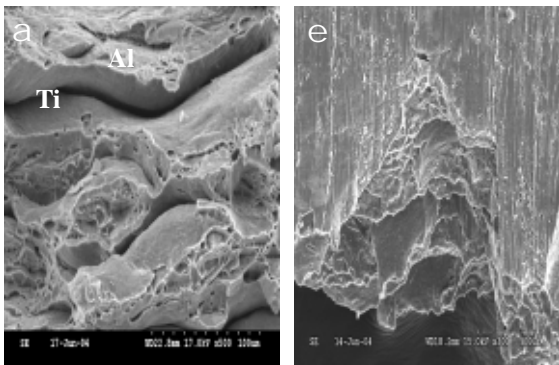


圖 5.多層鈦/鋁經冷軋與摺疊 10 次，退火溫度為(a)200 ；(b) 300 、(c) 400 與(d)500 、2 小時之拉伸破斷面與退火溫度為(e) 200 ；(f) 300 、(g) 400 與(h)500 、2 小時近斷口處之 SEM 照片。

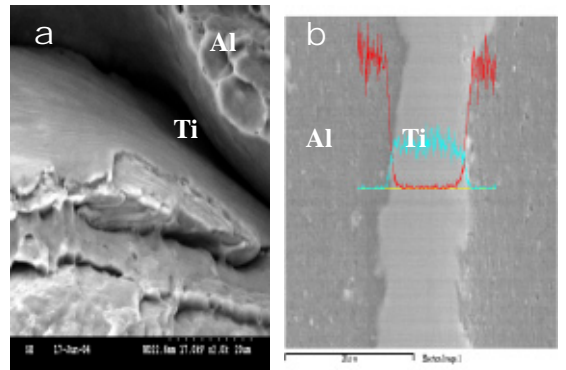


圖 6.多層鈦/鋁經冷軋與摺疊 10 次，退火前(a)拉伸破斷面與(b)元素 line profile 之 SEM 照片。



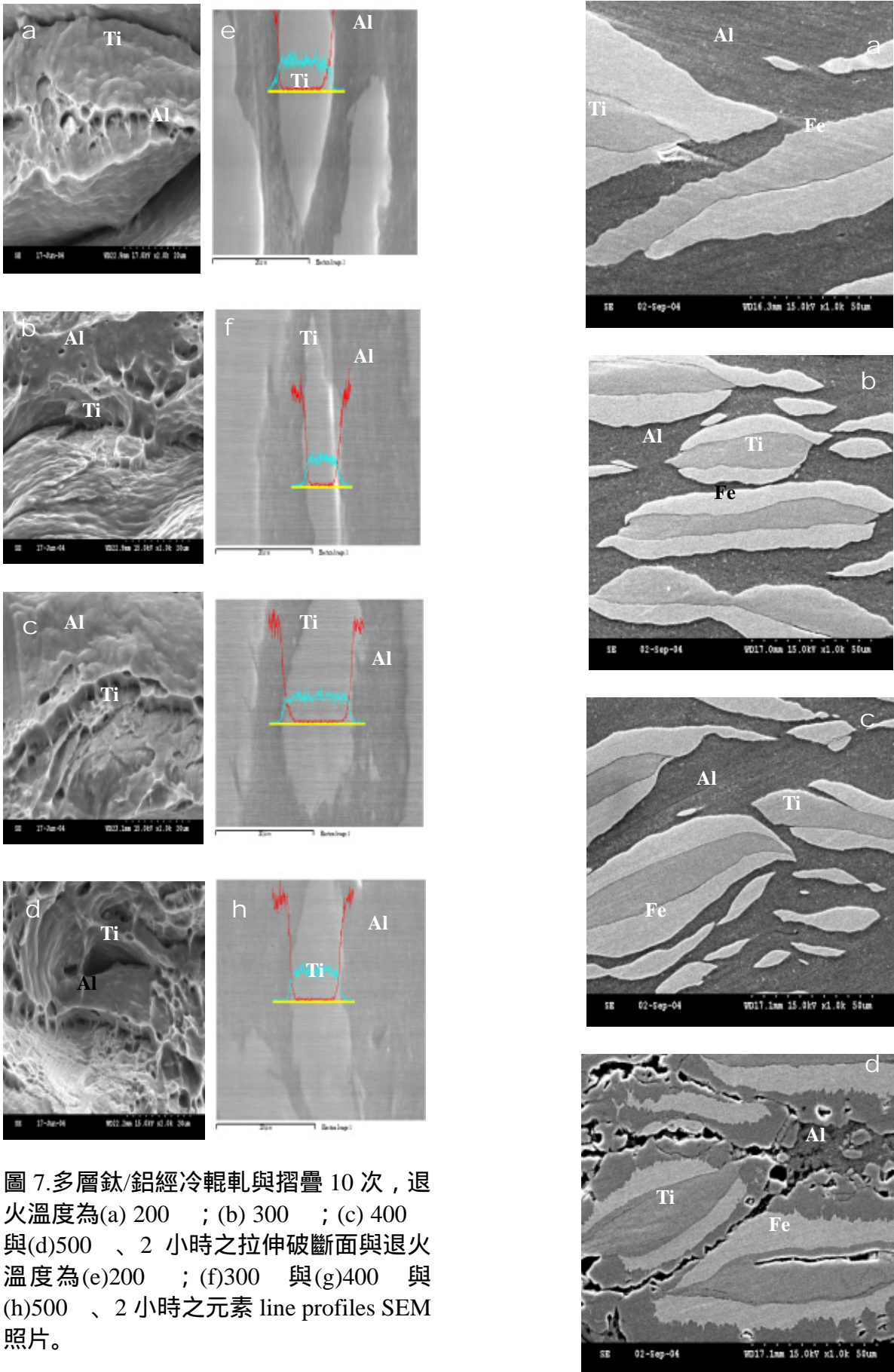


圖 7.多層鈦/鋁經冷軋與摺疊 10 次，退火溫度為(a) 200 ；(b) 300 ；(c) 400 與(d)500 、 2 小時之拉伸破斷面與退火溫度為(e)200 ；(f)300 與(g)400 與(h)500 、 2 小時之元素 line profiles SEM 照片。



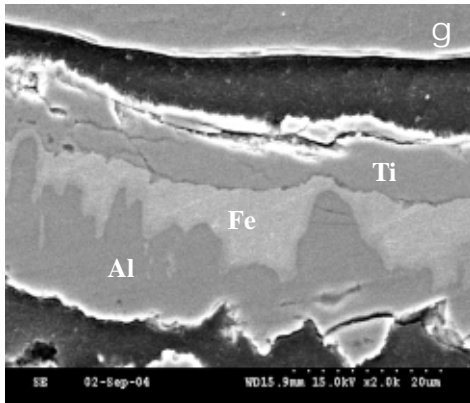
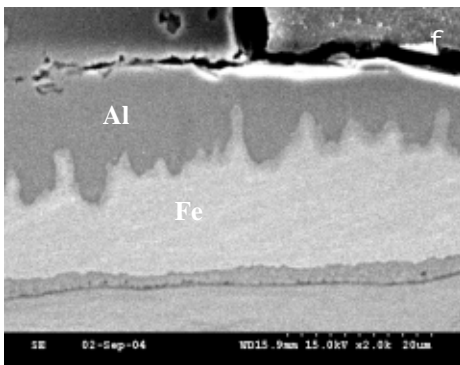
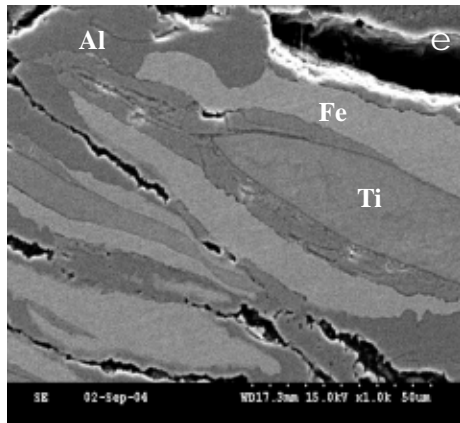


表 1 鋁箔、鈦箔與鈦/鋁合金箔片之拉伸性質

材料 \ 拉伸性質	降伏強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	抗拉強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	破斷強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸長率(%)
鋁箔	6.34	8.88	8.72	6.90
鈦箔	33.58	42.23	38.67	22.33
未退火	25.36	30.75	30.75	0.85
200°C 2 小時	12.62	20.26	20.26	1.98
300°C 2 小時	12.52	18.92	18.88	2.26
400°C 2 小時	15.68	16.59	16.30	4.54
500°C 2 小時	16.95	18.31	18.17	5.53

圖 8.(a)多層鈦/鐵/鋁合金箔片經冷軋與摺疊 10 次，及合金箔片經退火溫度為(b) 200 ;(c) 300 ;(d) 400 ;與 500 (e)2 小時; 500 ;(f)4 小時 500 ;(g)8 時之 SEM 照片