

合金元素對熱壓燒結鋁-矽合金之磨耗腐蝕行為影響研究

李正國

Effect of Alloying Elements on the Wear-Corrosion Behavior of Al-Si Alloys Formed by Hot Pressing

C.K.Lee

摘要

以熱壓燒結製程製作含不同Pb(0-10 wt%)、Cu(3 wt%)之Al-Si(20 wt%)複合材料，並施以熱處理後，利用微結構分析、硬度與緻密度量測、磨耗、腐蝕、與磨耗腐蝕試驗，來評估Pb、Cu元素對Al-20Si合金在3.5wt%氯化鈉(NaCl)水溶液中(pH=6.7)磨耗腐蝕行為之影響。

結果顯示經熱壓製成之Al-Si-Pb-Cu複合材料，其緻密度約為理論密度的99%。添加Cu於Al-Si與Al-Si-Pb合金中可提升其硬度，其中Al-Si-Pb-Cu合金之硬度提升比例隨Pb含量增加而上升。於乾磨耗試驗中，合金磨耗量隨著Pb含量的增加而降低，而添加Cu於Al-Si合金中可強化基地，進一步提升其抗磨耗性質。而於腐蝕實驗中，添加Pb、Cu元素均會使合金之腐蝕電流上升，然而，當合金經熱處理後，除了Al-Si合金腐蝕電流升高外，其餘合金之腐蝕電流皆下降，並且腐蝕電位也顯得較為鈍性。此外，添加Pb則可促進合金的鈍化。

Al-Si合金具有優良之磨耗腐蝕性質，磨耗量隨外加電位往陽極增加而降低，而添加Pb和Cu皆可提升Al-Si合金之耐磨耗腐蝕性質，並且含Pb合金，由於具有良好的鈍化行為，當外加電位達鈍化區時，腐蝕電流與磨耗量皆明顯下降。

關鍵詞：熱壓燒結、磨耗腐蝕、Al-Si、Al-Si-Pb、Al-Si-Pb-Cu、外加電位

Abstract

The wear-corrosion behavior of Al-20Si-XPb-YCu (X=0-10 wt%, Y=0-3 wt%) alloys, fabricated by a hot pressing technique and subsequent heat treatments, was evaluated by a block-on-ring tribotest. The evaluation examined the effects of applied potentials and environments

* 清雲技術學院機械工程系

Department of Mechanical Engineering, Ching Yun Institute of Technology.

which included dry air and 3.5wt% NaCl solution. The corrosion behavior was determined by Tafel polarization tests. The results showed that the additions of both lead and copper improved the wear resistance but led to higher corrosion rates. Heat treatments had a beneficial effect on the corrosion resistance of most alloys with the exception of Al-Si alloy.

Al-Si alloys had excellent wear corrosion resistance, which increases with the increasing applied potentials. Additions of lead and copper further improved wear corrosion resistance. In addition, the passivity of lead containing Al-Si alloys increased substantially, which was responsible for the apparent reduction of both wear rate and corrosion current in the passive potential region during the wear-corrosion test.

Keywords: wear-corrosion behavior, applied potential, Tafel polarization, Al-Si alloy

一、前言

Al-Si 合金具有高比強度、良好耐蝕性、低膨脹係數與優良的磨耗特性，已被廣泛應用在不同的工程領域^[1]。1924 年，Smith 等人^[2]已開始從事 Al-Si 合金應用在汽車引擎之研究，如軸承、活塞與汽缸等高磨耗與高溫作用之零件，1950 年代，引擎中鑄鐵零件漸漸被 Al-Si 合金所取代^[3]，而在 1970 年，Al-18wt%Si 合金正式應用在 Vega 汽車引擎中。

Al-Si 合金雖有優良的機械與磨耗性質，但在潤滑不良的情形下容易發生鎖死 (seizure) 現象，近年來研究發現在 Al-Si 合金中添加固態潤滑粒子，如石墨、錫與鉛等，利用固態潤滑層可減低接觸表面的摩擦力，以防止鎖死現象發生。而固態潤滑粒子在早期研究以石墨、錫為主^[4-5]，但由於含石墨合金耐腐蝕性差^[6]，而含錫合金過於昂貴^[7]，後來漸漸被價格較便宜且性質更好的 Pb 所取代，除了添加潤滑粒子外，也有學者於合金中加入含 Cu、Mg 等元素之基地^[8-9]，進一步提升磨耗性質。

由於 Al、Pb 密度差異大，添加 Pb 於 Al 基合金中，鑄造方式必須利用攪拌與電磁力輔助以防止重力偏析^[10]，近年來研究顯示粉末冶金法可以有效防止偏析現象^[11-12]，因此本研究係利用粉末冶金技術，依不同成份混合粉末，以熱壓法製成 Al-Si-Pb-Cu 之複合材料，比較其顯微結構與機械性質，並藉由磨

耗、腐蝕與磨耗腐蝕試驗，探討 Pb、Cu 對 Al-Si-Pb-Cu 複合材料磨耗腐蝕性質之影響。

二、實驗方法與步驟

本實驗利用粉末冶金法，依預定之成份混合粉末，以熱壓法製成 Al-Si-Pb-Cu 複合材料，並施以熱處理後，進行各項試驗，其實驗流程茲分別討論如下：

A、粉末混合與複合材料之製作

以平均粒徑分別為 16、59、5、14 μm 之 Al、Si、Pb 與 Cu 粉末，依預定成份，如表 1，秤取所需粉末並以適量氧化鋯球幫助混合，利用水平式球磨機，進行 12 小時乾混，之後添加 10 wt% 丁醇 (Butanol) 再溼混 12 小時以避免微小粉末團聚。爾後將混合好之粉末，置於模具中，以壓力 50MPa 預壓 5 分鐘，接著將溫度升至 500 $^{\circ}\text{C}$ ，以壓力 400MPa 進行熱壓，持壓 40 分鐘後取出模具，待其降至室溫後，退模取出試片。

B、熱處理程序

磨耗材料製程上常在熱壓燒結後，施以熱處理強化燒結強度，實驗中 AS、ASC 與 ASC-Pb 複合材

料熱壓燒結後，施以370°C 13小時接著升溫至480°C進行固溶熱處理11小時後，淬於60°C溫水中，長時間熱處理除了強化燒結強度外，也提供析出強化相足夠固溶時間，而兩階段升溫則可避免試片熱處理時因熱應力而破壞，而析出硬化型合金於熱處後接著進行180°C持溫3小時之時效處理。

C、材料性質測試

熱壓後試片以阿基米德原理量測其緻密度及利用洛氏硬度尺度量測其硬度值，並利用 block-on-ring (如圖1) 磨耗腐蝕試驗機在空氣中進行乾磨耗試驗及在3.5wt% NaCl (pH=6.7) 水溶液中進行磨耗腐蝕試驗。磨耗試驗之試片(1x1cm²)經研磨拋光後，固定於機台上，於荷重11.8N、磨耗速率0.24m/s (200rpm) 條件下與燒結Al₂O₃對磨塊對磨，磨耗腐蝕試驗則以外加定電位的方式，分別在定電位OCP、OCP±100、OCP±200與OCP+300條件下磨耗，記錄磨耗後之磨耗損失量與腐蝕電流。試片秤重前須以酒精與ASTM G1-90^[14]規定之酸洗液清洗試片，而腐蝕電流則是最後1分鐘腐蝕電流之平均值。磨耗速率(Wear rate)則先以量測的磨耗重量損失除以試片之密度，得到試片磨耗損失體積，再與滑動距離的比值表示。試驗後之試片經酒精清洗並吹乾後即可置於光學顯微鏡(OM)下觀察，而磨耗表面則是試片清洗後，蒸鍍一薄Au層，接著利用掃描式電子顯微鏡(SEM)觀察材料微結構之變化。在電化學腐蝕性質方面，以白金線為輔助電極、飽和甘汞為參考電極，使用恆電位儀(EG&G 273)，在3.5wt% NaCl (pH=6.7) 水溶液中，進行開路電位(OCP)與塔佛(Tafel)極化曲線量測，而OCP量測是依照ASTM G69-97^[13]之規定，量測電位1小時之變化，並以最後30分鐘電位間隔5分鐘取一數據之平均值為開路電位，而塔佛極化曲線量測是以OCP下方250mV為起點，以1mV/s掃描速率向上遞增至OCP上方250mV，由量測結果以計算腐蝕電位(E_{corr})與腐蝕電流(i_{corr})。

三、結果與討論

A、微結構

熱壓燒結後之AS複合材料，其Si顆粒均勻分布於Al基材中，微觀結構如圖2所示，而當添加3wt%Cu於AS合金中，微結構除了可觀察到Si顆粒分布外，在基地中也散佈著Cu顆粒，圖3(a)為局部放大後金相，圖中顯示Cu顆粒周圍會形成一介金屬化合物，由Linescan分析結果，如圖3(b)顯示介金屬層為Al、Cu相互擴散所形成，經EPMA定量分析結果為CuAl₂，而在Ying等人Al、Cu相互擴散研究中^[15]也表示CuAl₂成核溫度較低(100 to 190°C)、晶體結構也較簡單，因而會較其他介金屬相優先形成。

ASC合金固溶淬火後，硬度明顯提升，且達頂時效時間也縮短至3小時，如圖4，由固溶淬火後顯微結構中發現Al基地中有細小密集之析出相析出，大小約為1μm左右，如圖5所示，造成固溶淬火後即析出的現象，主要是試片在熱壓過程中，高塑性變形下，輔以高溫燒結成形，有別於鑄造型合金在無應力下凝固成形，因此試片內部會囤積大量差排，CuAl₂固溶至Al基地後，即有許多差排供其成核，甚至開始成長，因此合金固溶淬火後，析出強化相並不固溶至Al基地中而是直接析出，而在學者Long等人之研究中^[16]表示，強化相(SiC、Si)與基材膨脹係數差異大，粉末冶金製程中材料內部會產生大量差排，並且固溶淬火溫度急劇改變也提供析出相成核之驅動力，因此材料淬火後硬度即提升，達頂時效時間也會縮短。而硬度提升之原因除了析出強化因素外，散佈於Al基材中之Cu顆粒轉變為堅硬的CuAl₂介金屬相，也可提供材料散佈強化之效果。而Cu顆粒在熱處理過程中，除了會與Al基材相互擴散形成CuAl₂介金屬相外，在Cu、Si接觸位置，由於濃度差異與高溫作用下，使得Si會往Cu顆粒內部擴散並形成一介金屬相，其Mapping分析如

圖 6，而經 EPMA 定量分析結果，其成份為 $Al_{14}Cu_6Si_{43}$ 為一富 Si 介金屬相，在 Al-Si-Cu 三元相圖中三元相皆為富銅，因而此介金屬相應為非平衡相。

AS-Pb 合金熱壓過程中 Pb 為液態，重新凝固晶出後，Pb 相大小呈現兩種分布，稱為 bimodal^[17-18]。在 Moore 研究中發現，由於 Al-Pb 為偏晶反應，Liquid 冷卻過程中，會分離成 Al-rich 與 Pb-rich 兩種不互溶的液體，此時由於溫度高、擴散速率快，Pb 會局部聚集，而這樣的組織凝固後，即為較粗大之 Pb 相，而較細小之 Pb 相，則是在 Al-rich liquid 冷卻至偏晶點以下時，由 Al 基地中晶出。如圖 7 所示，AS-Pb 合金在熱壓後，粗大 Pb 相呈細長條狀，而基地中也散佈較細小之 Pb 晶出相，而添加 Pb 於 ASC 合金中，熱處理後微觀結構與 ASC、AS-Pb 合金微結構相似，Al 基地中有未固溶完全之 $CuAl_2$ 介金屬相、細小 $CuAl_2$ 析出相、呈 bimodal 分佈之 Pb 相與 Cu 顆粒內部 Al-Si-Cu 三元非平衡相，而這樣的微結構固溶熱處理時與 ASC 有些微之不同，比較 ASC 與 ASC-10Pb 固溶熱處理後金相，如圖 3(b) 與圖 8 中可以發現，固溶處理時，聚集在 $CuAl_2$ 介金屬相周圍之液態 Pb 層，可以有效幫助 $CuAl_2$ 介金屬相固溶至 Al 基地中，有些甚至因此而完全固溶，而圍繞於 $CuAl_2$ 介金屬相周圍之 Pb 相在固溶後，除了聚集在周圍外，也會擴散至 $CuAl_2$ 介金屬相內部，其 Pb、Cu Mapping 分析如圖 9 所示。

B、硬度分析

以熱壓法製成之 Al-Si-Pb-Cu 複合材料相當緻密，其密度可達理論密度 99%，而硬度量測方面，由於 Pb 質地較軟，因此合金硬度隨 Pb 含量的增加而降低，而 Cu 會與 Al 形成 $CuAl_2$ 強化相，因而硬度隨之而提升。由表 2 中，熱壓後之 ASC、ASC-5Pb 與 ASC-10Pb 之 HRB 硬度分別為 62.3、59.2 與 35.5，固溶淬火後，硬度分別提升至 74.5、72.3 與 66.7，時效 3 小時後達頂時效，硬度分別為 76、78.5 與

75.2，而計算 ASC-Pb 合金硬度提升之比例，如表 3，可發現由於 Pb 可提升 $CuAl_2$ 介金屬相固溶程度，因此合金熱壓至淬火後硬度提升比例會隨著 Pb 含量增加而上升。而在時效階段，ASC 合金析出硬化並不明顯，硬度提升比例由 19% 略微提升至 22%，而 ASC-5Pb 與 ASC-10Pb 合金由於 $CuAl_2$ 固溶程度較高，固溶淬火只有部份析出強化相析出，因此析出硬化效果較佳，其中 ASC-5Pb 合金硬度提升比例由 22% 提升至 33%，而 ASC-10Pb 則由 88% 提升至 112%。

C、磨耗試驗

圖 10 為合金乾磨耗量與磨耗距離之關係圖，結果顯示各合金成份磨耗量與磨耗距離呈線性關係，而添加 Pb 與 Cu 於 AS 合金中皆可增加其耐磨耗性，且同時添加 Pb、Cu 元素之 AS 合金具有最優良之磨耗性質。

Al 基材中添加 20wt%Si，由於 Si 顆粒質地堅硬且脆，在磨耗過程中，雖可承受較高負荷，但 Si 顆粒剝落後，容易對表面造成犁割效應 (Ploughing cracking)，甚至大量 Si 顆粒剝落使得 Al 基地形成深且大範圍之破壞，如圖 11(a) 所示，而添加 5wt%Pb 於 AS 合金，磨耗過程中，Pb 會塗覆於磨擦表面，形成一塗覆層，降低摩擦係數與基材磨耗^[9]，使得磨耗形態由矽顆粒剝落轉變為 inclined shear plates 之延性磨耗特徵^[20]，如圖 11(b) 所示。而添加 10wt%Pb 於 AS 合金中，如圖 11(c)，Pb 塗覆表面也更加明顯，而塗覆層雖可降低磨耗，但由於長時間受力，使得塗覆層內部裂縫漸漸延伸成長，而形成 Fatigue cracking^[21]。

AS 合金添加 Cu，可強化 Al 基材之硬度，磨耗過程中，由於 Al 基材抵抗磨耗能力增加，使得 Si 顆粒剝落情形大為改善，且由於基材抗磨耗能力提升，內部裂縫延伸成長，使得磨耗特徵轉變為共晶、過共晶 Al-Si 合金特有之 Granular delamination^[20]，如圖 13(d)，而添加 Pb 於 ASC 合金

中，延性塗覆現象隨Pb含量增加而更加明顯，如圖13(e-f)。

D、腐蝕試驗

依照 ASTM G69-97 之相關規定，量測一小時電位之變化，並以最後 30 分鐘，間隔 5 分鐘取一數據之平均值為開路電位 (OCP)，量測結果如表 4 所示，AS 合金中添加 Pb、Al、Pb 會形成微小伽凡尼電池因而使得 OCP 有下降之趨勢，而添加 Cu，Al、Cu 相互擴散形成 CuAl_2 陶瓷介金屬相因而使得 OCP 上升，同時添加 Pb、Cu，對電位之影響則會互相抵消。

圖 12 為各合金成份之 Tafel 極化曲線，分析結果列於表 5，結果顯示添加 Pb、Cu 於 AS 合金中，腐蝕電位之變化與 OCP 一致，分別會使得電位有下降與上升之趨勢，而腐蝕電流方面，由於 Al/Pb 會形成微小伽凡尼電池，而 Cu 則會形成 Al/CuAl₂/Cu 之非均質結構，因此添加 Pb、Cu 於 AS 合金中，均使得腐蝕電流上升，而添加 Pb 於 AS 合金中，除了影響腐蝕電位與電流外，也可促使合金在外加電位下產生鈍化現象，降低腐蝕速率。

由於 Al、Pb 電位差異大，因此散佈於基材之 Pb 相與 Al 會形成微小伽凡尼電池，產生伽凡尼腐蝕電流之驅動力與合金成份有關，在相同合金成份下，陰陽極總腐蝕電流是相同的，而 Al、Pb 界面上電荷交換密度，將取決於 Al、Pb 接觸表面積大小，Pb 相析出越細小，Al、Pb 接觸表面積越大，分擔電荷面積增大，腐蝕電流密度因而降低。

各合金成份在熱處理後，合金腐蝕傾向降低並且腐蝕電流也減小，因此腐蝕性質獲得改善，而腐蝕性質改善之原因，可能是由於 ASC 合金在熱壓後形成之 Al/CuAl₂/Cu 之非均質結構在熱處理後，殘留 Cu 顆粒會完全形成 CuAl_2 介金屬相，同時部份 CuAl_2 會固溶至 Al 基地中，而 AS-Pb 合金熱處理後細小 Pb 相比例增多，ASC-Pb 熱處理後，除了具有上述兩種效應外，圍繞 CuAl_2 介金屬相之液態 Pb 有效幫助

CuAl_2 之擴散，部份 CuAl_2 介金屬相甚至因此完全固溶，簡言之熱處理後，各合金微結構變的較為均質，且細小 Pb 相比例增加，腐蝕性質因而改善。

E、磨耗腐蝕試驗

圖 13(a) 為合金在不同電位下磨耗，量測其腐蝕速率之結果，AS 與 ASC 合金，當外加電位越高，腐蝕速率也持續上升，而 AS-Pb 合金，當施加電位到達鈍化區時 (OCP+100~200mV)，腐蝕電流明顯下降，而 ASC-Pb 合金中 Cu 可提升基材硬度，增加其抗磨耗之能力，鈍化膜能有效附著，因而腐蝕速率最低。

磨耗量測方面，如圖 13(b)，顯示 AS 合金具有優良磨耗腐蝕性質，其磨耗量隨外加電位往陽極增加而降低，而添加 Cu 可提升基材硬度，增加其抗磨耗之能力，添加 Pb 則有助於合金鈍化，且在磨耗過程中塗覆於磨耗表面，降低基材磨耗，因此磨耗量隨著 Pb、Cu 之添加而降低。而含 Pb 合金當施加電位達鈍化區時，磨耗量下降，而過鈍化後，磨耗量接著升高，磨耗量變化趨勢與腐蝕電流相同，這結果顯示合金生成之鈍化膜，不但可降低腐蝕速率，同時也具有抗磨耗腐蝕之能力。

觀察 OCP+300mV 磨耗腐蝕後之顯微金相，如圖 14，顯示 AS-Pb 合金有腐蝕生成物生成，如圖 15，其比例隨 Pb 含量增加而上升，而 ASC-Pb 合金為最多，AS 與 ASC 合金則無，對應於腐蝕速率量測，如圖 13(a) 在外加 OCP+300mV 電位下，腐蝕電流呈三個集團，分別為 (AS 與 ASC)、(AS-Pb) 與 (ASC-Pb)，而腐蝕速率以前者最大，後者最小，因此腐蝕生成物越多腐蝕速率越小。而腐蝕生成物中白色球狀物 EDX 分析結果為含 Al、O 之化合物，EPMA 分析結果為 Al_5O_{12} ，O/Al 原子比例約為 2.5，而較為平滑的基地 EDX 分析結果則是含 Al、O 與 Pb 元素，而 O/Al 原子比例約為 0.7，分析結果可以了解到外加高電位下，Pb 元素可以促使 Al 生成氧化層，並藉由本身塗覆作用減低基材磨耗，因此含 Pb

合金可以有效降低磨耗量與腐蝕速率，而AS-Pb合金中添加Cu，可以增加基材抗磨耗能力，鈍化層有效附著，因而腐蝕速率與磨耗量皆是所有測試合金中最低。

四、結論

綜合微結構、硬度、磨耗、腐蝕與腐蝕磨耗腐蝕之研究結果，可歸納以下數點結論：

1. 微觀結構中，含Pb合金，Pb相呈bimodal分布，含Cu合金，Cu顆粒會轉變成CuAl₂介金屬相，並在固溶淬火後硬度即明顯提升。
2. Al-Si合金中，添加Pb與Cu皆使得腐蝕電流上升，而熱處理後，除了Al-Si合金腐蝕電流上升外，其餘合金腐蝕電流皆降低，腐蝕電位也變得較為鈍性。
3. Al-Si合金中添加Pb、Cu除了可以提升磨耗性質外，添加Pb也有助於合金鈍化。
4. Al-Si合金具有優良之磨耗腐蝕性質，磨耗量隨外加電位之提升而降低，而添加Pb、Cu皆可進一步提升Al-Si合金之磨耗腐蝕性質。
5. 含Pb合金，當施加電位到達鈍化區時，合金表面生成一含Al、O與Pb元素之鈍化組成，使得腐蝕電流與磨耗量皆明顯降低。

五、參考文獻

1. G. Timmermans, L. Froyen, *Wear*, 230 (1999) 105-117.
2. M. J. Smith and R. M. Smith, *SAE Transactions*, 67 (1959) 295-307.
3. K. Mohawwed Jasim, *Wear*, 98 (1984) 183-197.
4. V. O. Abramov, O. V. Abramov, F. Sommer, D. Orlov, *Materials Letters* 23 (1995) 17-20.
5. B. N. Pramila Bai, E. S. Dwarakadasa, S. K. Biswas, *Wear*, 76 (1982) 211-220.
6. R. G. Wendt, W. C. Moshier, B. Shaw, P. Miller, D. L. Olson, *Corrosion* Vol. 50, No. 11, 1994, pp. 819-826.
7. C. S. Sivaramakrishnan, R. K. Mahanti, R. Kumar, *Wear*, 96 (1984) 121-134.
8. J. P. Pathak, V. Singh, S. N. Tiwari, *Journal of Materials Science Letters* 12 (1993) 1450-1452.
9. Ashok Sharma, T. V. Rajan, *Wear*, 174 (1994) 217-228.
10. H. Torabian, J. P. Pathak, S. N. Tiwari, *Wear*, 177 (1994) 47-54.
11. M. Zhu, Y. Gao, C. Y. Chung, Z. X. Che, K. C. Luo, B. L. Li, *Wear*, 242 (2000) 47-53.
12. D. P. Howe, M. Mee, A. A. Torrance, J. D. Williams, *Al-Pb-Si-In bearing alloy*, *Materials Science and Technology*, Vol. 7, April (1991) 330-333.
13. ASTM Designation : G 69-97, (2000) 268-271.
14. ASTM Designation : G 1-90, (2000) 15-21.
15. D. Y. Ying, D. L. Zhang, "Solid-state reactions Cu and Al during mechanical alloying and heat treatment", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 311, (2000) 275-282.
16. S. Long, O. Beffort, C. Cayron, C. Bonjour, *Materials Science and Engineering A*, 269(1999).
17. K. I. Moore, D. L. Zhang, B. Cantor, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 38, No. 7, (1990)1327-1342.
18. R. Goswami, K. Chattopadhyay, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 43, No. 7, (1995) 2837-2847.
19. Ashok Sharma, T. V. Rajan, *Wear*, 197 (1996) 105-114.
20. J. Clarke, A. D. Sarkar, *Wear*, 69 (1981) 1-23.
21. Hang-Moule Kim, Taek-Soo Kim, C. Suryanarayana, Byong-Sun Chun, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 287, (2000) 59-65.

六、誌謝

感謝國科會補助大專學生參與專題研究計畫
(編號NSC 89-2815-C-231-010R-E) 部分經費支持

表1. 合金代號與理論密度

	Al(wt%)	Si(wt%)	Pb(wt%)	Cu(wt%)	理論密度
AS	80	20	-	-	2.624
AS-5Pb	75	20	5	-	3.056
AS-10Pb	70	20	10	-	3.488
ASC	77	20	-	3	2.811
ASC-5Pb	72	20	5	3	3.243
ASC-10Pb	67	20	10	3	3.675

* A、S、C各代表Aluminum、Silicon、Copper

* 各成份之理論密度: Al=2.698 ; Si=2.328 ; Pb=11.34 ; Cu=8.93

* 理論密度= \sum 成份含量(wt%) * 成份理論密度

表2. 合金熱壓、固溶淬火與頂時效之硬度值表.

	Rockwell B Scale		
	熱壓	淬火	頂時效
AS	49.5(2.2)	53.2(0.6)	-
AS-5Pb	35.9(1.8)	39.3(1.0)	-
AS-10Pb	27.2(1.3)	28.8(0.9)	-
ASC	62.3(2.0)	74.5(0.4)	76.0(0.5)
ASC-5Pb	59.2(1.8)	72.3(1.0)	78.5(0.8)
ASC-10Pb	35.5(1.2)	66.7(0.8)	75.2(0.4)

* 熱處理程序:
a. AS-Pb: 370°C24hr+60°Cquench.
b. AS: 370°C13hr+480°C11hr+60°Cquench.
c. ASC、ASC-Pb: 370°C13hr+480°C11hr+60°Cquench+180°Caging 3 hr.
* 頂時效: 180°Caging 3 hr.

表3. ASC與ASC-Pb合金，淬火後與達頂時效之硬度提升比例

成份	熱壓至淬火	熱壓至頂時效
ASC	19%	22%
ASC-5Pb	22%	33%
ASC-10Pb	88%	112%

表 4. 各合金成份於3.5wt% (pH=6.7) NaCl水溶液中
之OCP.

	OCP (mV)
AS	-753.2
AS-5Pb	-825.3
AS-10Pb	-878.6
ASC	-670.3
ASC-5Pb	-742.8
ASC-10Pb	-810.5

表 5. 各合金成份於3.5wt%(PH=6.7)NaCl水溶液中
之腐蝕電位與腐蝕電流

	E _{corr} (mV)		i _{corr} (μA/cm ²)	
	AS-press	Heat-Treated	AS-press	Heat-Treated
AS	-762.8	-730.6	1.592	2.836
AS-5Pba	-822.3	-800.4	3.310	1.231
AS-10Pba	-886.0	-842.8	4.383	2.334
ASC	-685.0	-619.6	3.467	2.671
ASC-5Pb	-739.5	-673.8	2.273	1.768
ASC-10Pb	-807.9	-696.9	4.773	3.343

a. AS-Pb合金熱處理程序: 370°Cx24hr and 60°C quench.
b. E_{corr}: Corrosion Potential ; i_{corr}: Corrosion Current density.

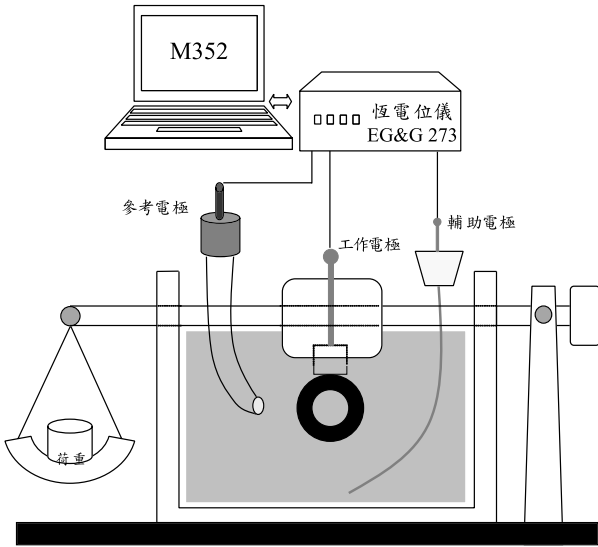


圖 1. 磨耗腐蝕試驗示意圖

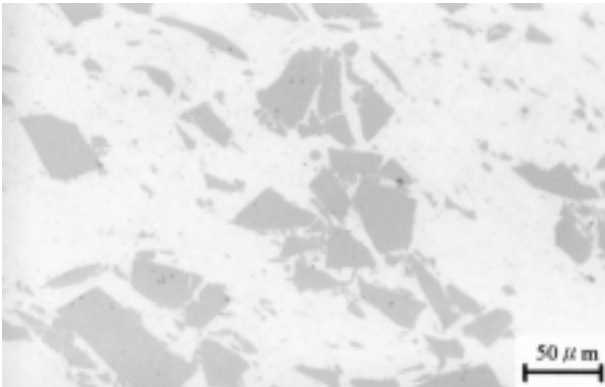
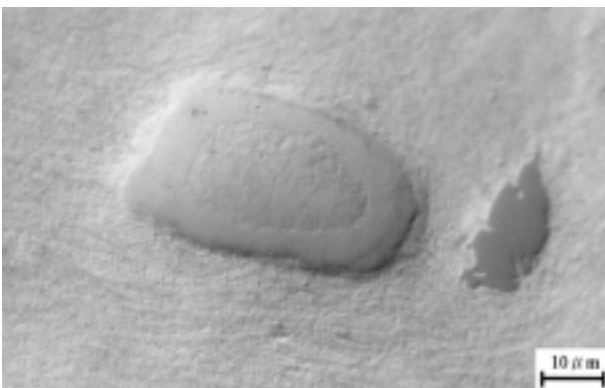
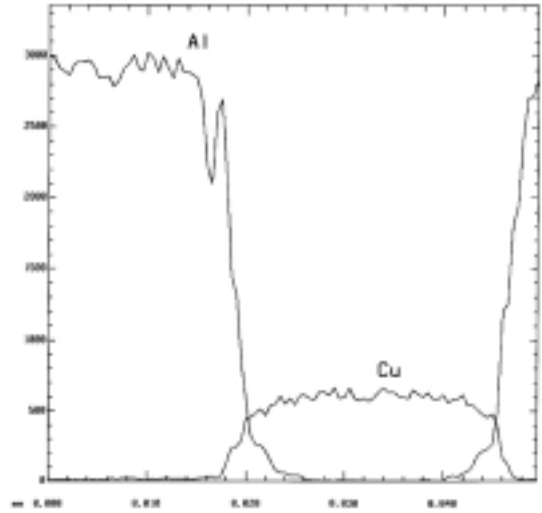


圖 2. AS合金熱壓後OM金相圖。



(a)



(b)

圖 3. Al-20Si-3Cu合金熱壓後，Al基地內散佈之Cu顆粒 (a) OM金相 (b)WDS Line Scanning Profile.

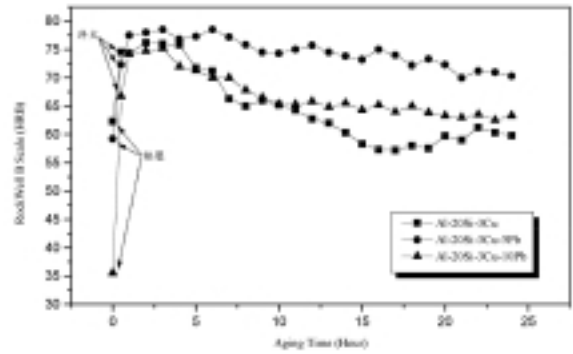


圖 4. ASC與ASC-Pb合金之180°C時效硬化曲線

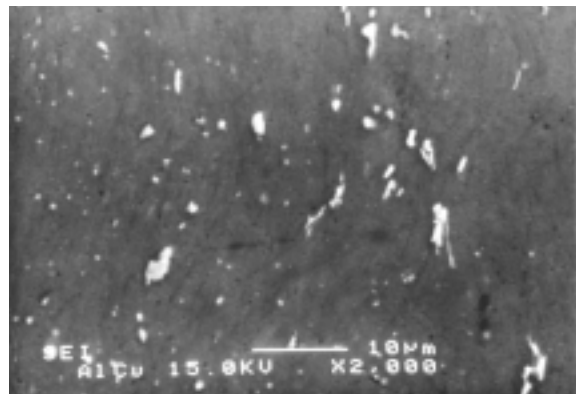
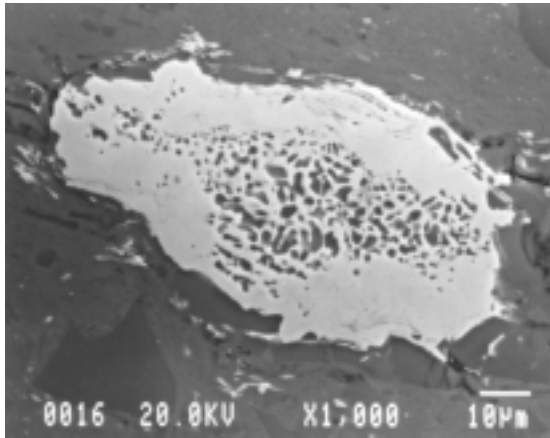
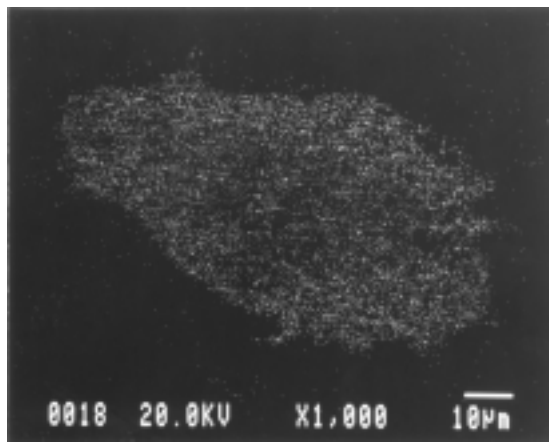


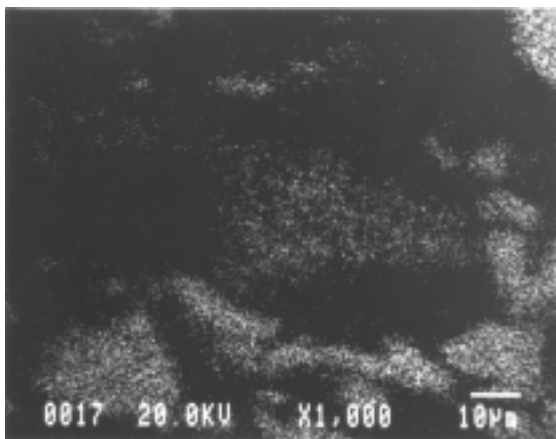
圖 5. ASC合金固溶淬火後，Al基地內之析出相。



(a)

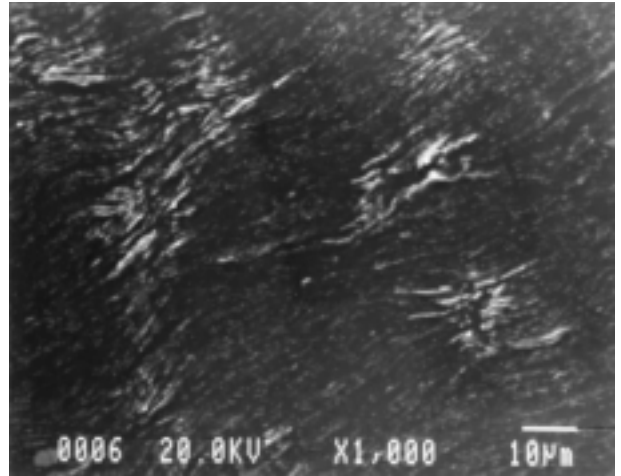


(b)

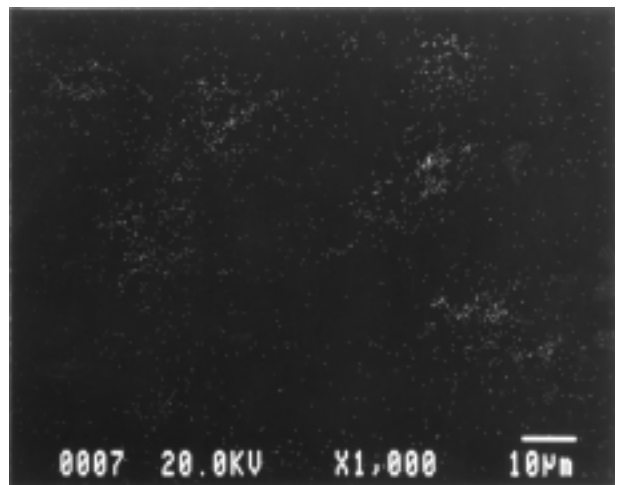


(c)

圖 6. Al-Si-Cu三元合金相及EPMA EDS Mapping 分析 (a) SEM (b) Cu Mapping (c) Si Mapping.



(a)

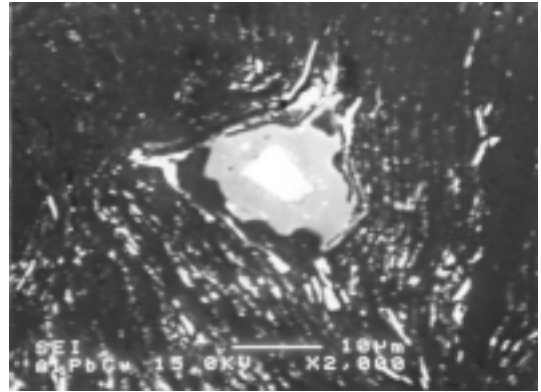


(b)

圖 7. AS-10Pb合金熱壓後Pb相之分佈 (a) SEM (b) Pb EDS Mapping.



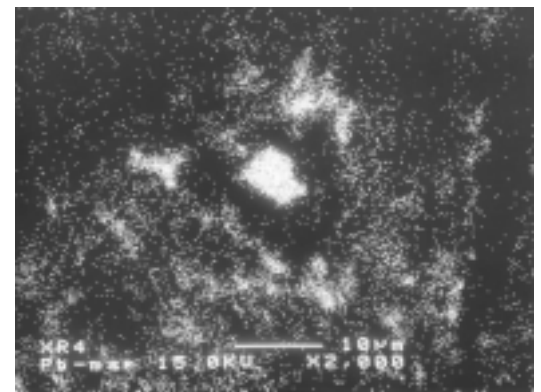
(a)



(a)



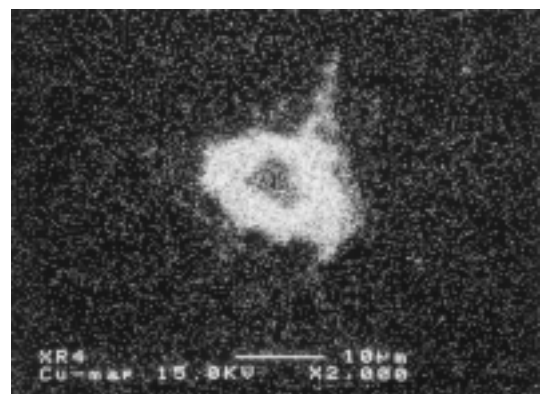
(b)



(b)



(c)



(c)

圖8. ASC-10Pb合金經固溶處理後， CuAl_2 介金屬相之形態 (a) 部份固溶 (b) 完全固溶 (c) Pb擴散至Al/Cu相中。

圖9. CuAl_2 介金屬相與Pb之擴散分析 (a) SEM (b) Pb EDS Mapping (c) Cu EDS Mapping.

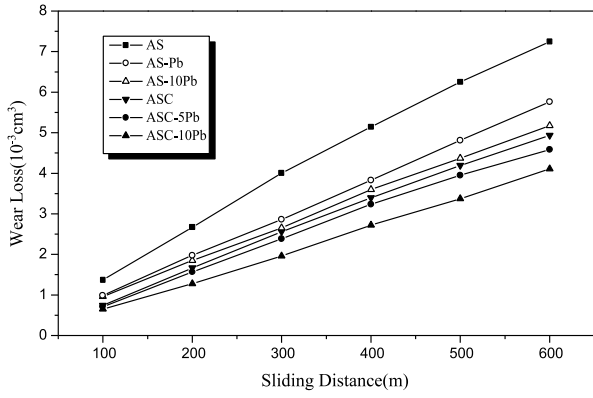
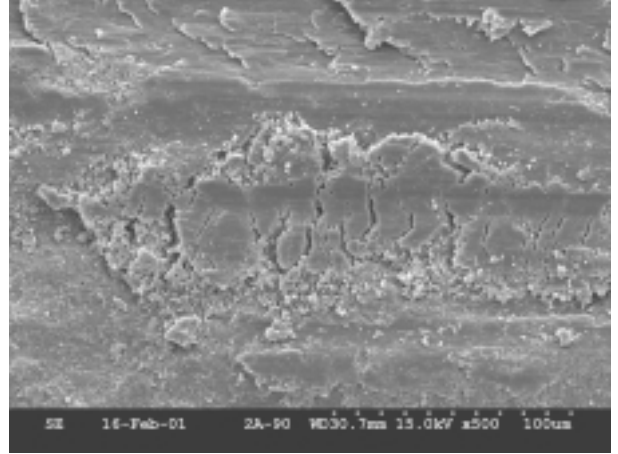
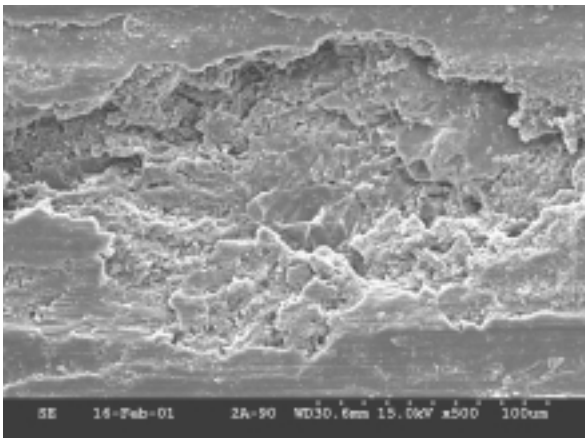


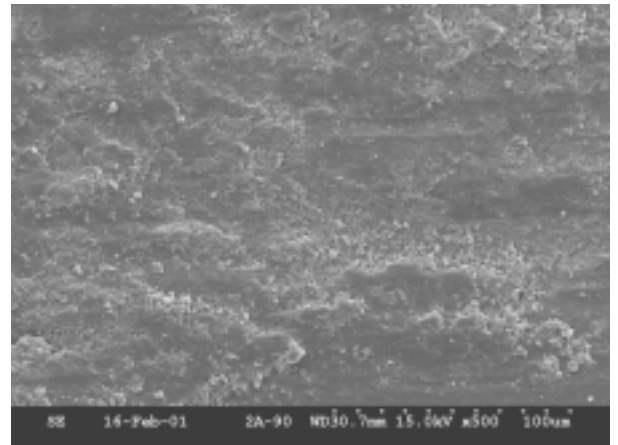
圖10. 荷重11.8N、磨耗速率0.24m/s (200rpm) 條件下，各合金成份磨耗量與磨耗距離之關係圖。



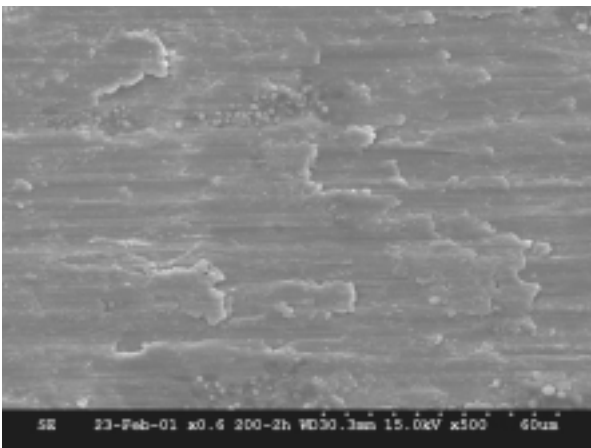
(c)



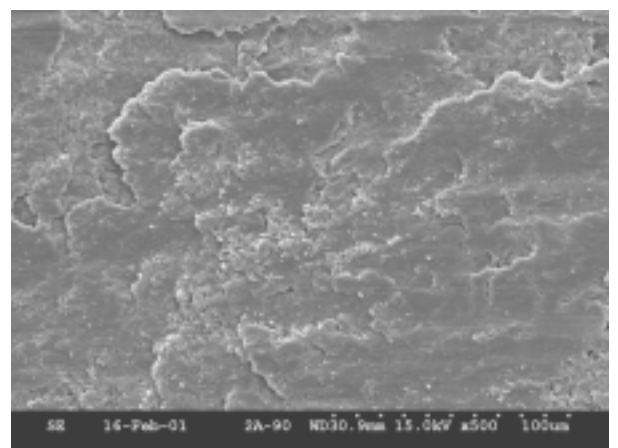
(a)



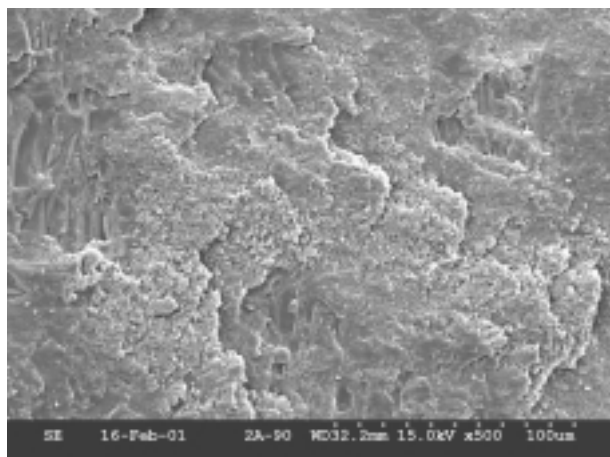
(d)



(b)

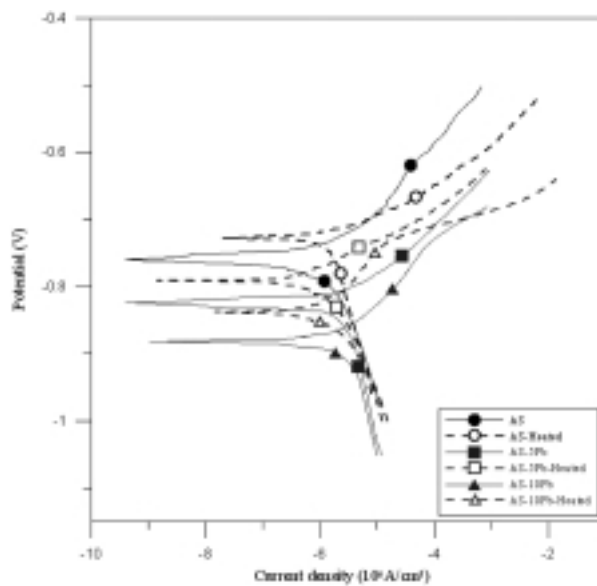


(e)

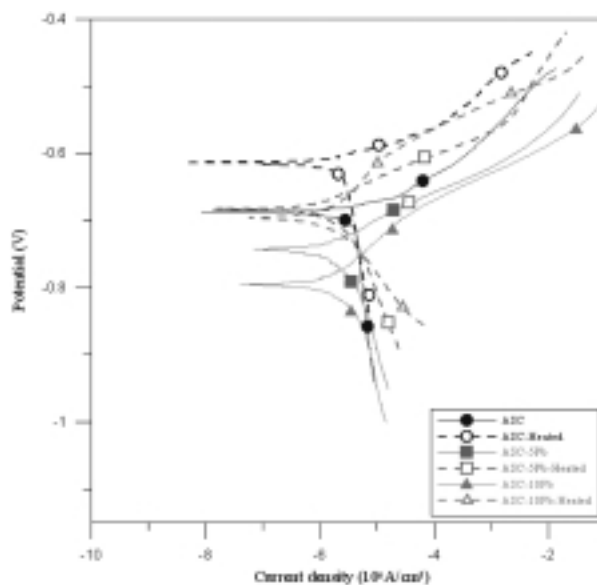


(f)

圖11. 磨耗600公尺後之破壞表面SEM圖 (a) AS (b) AS-5Pb (c) AS-10Pb (d) ASC (e) ASC-5Pb (f) ASC-10Pb.

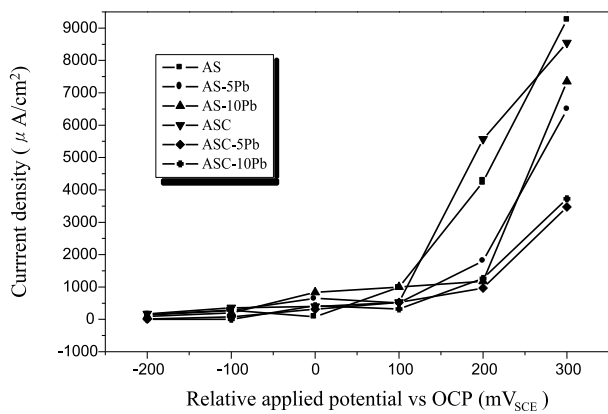


(a)

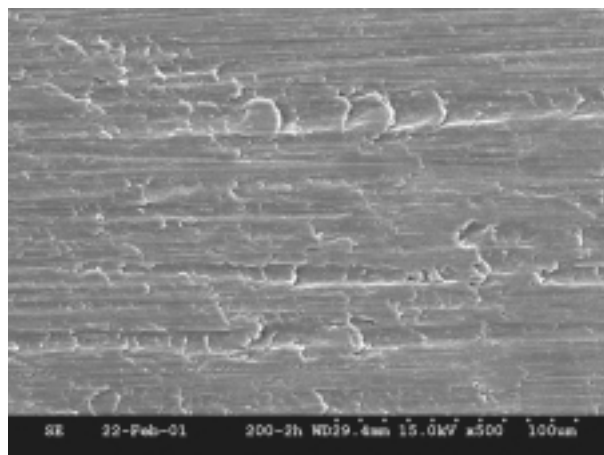


(b)

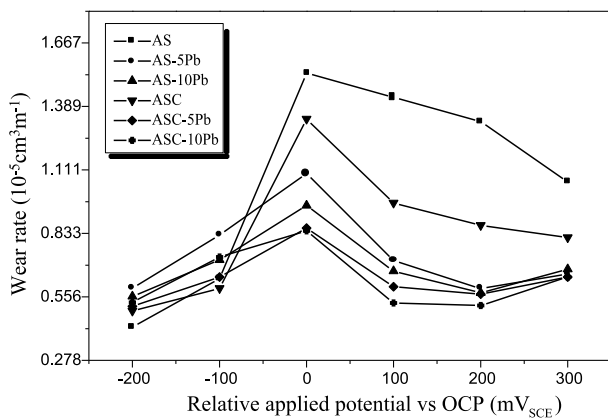
圖 12. 各合金成份於3.5wt%NaCl(pH=6.7)水溶液中
之 Tafel極化曲線 (a) AS與AS-Pb 合金 (b)
ASC與ASC-Pb 合金.



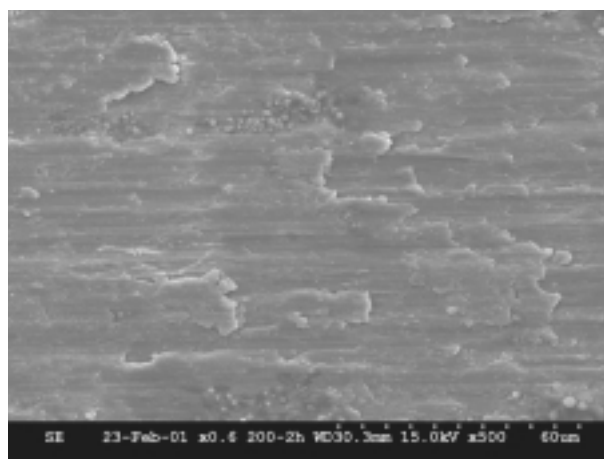
(a)



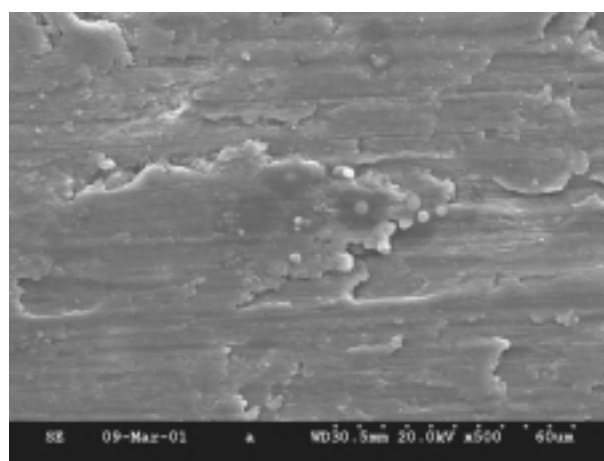
(a)



(b)

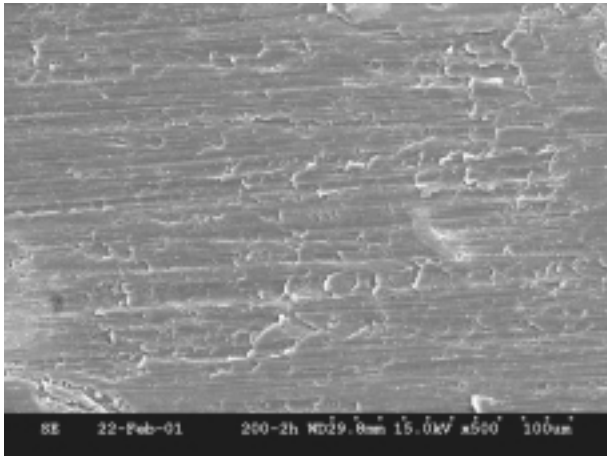


(b)

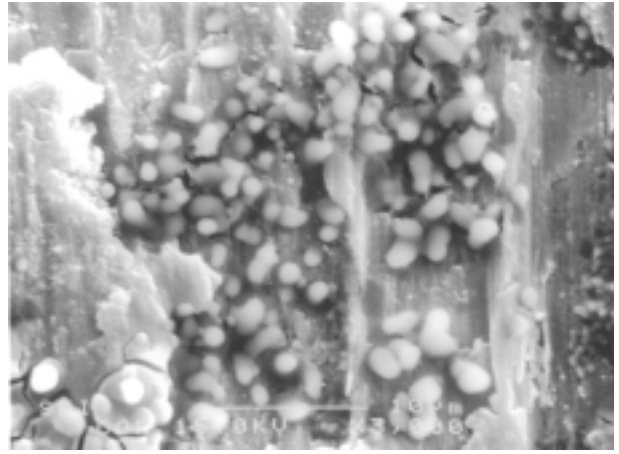


(c)

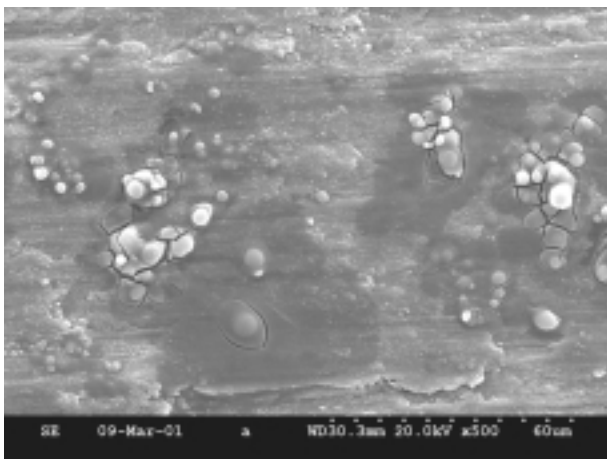
圖 13. 於3.5wt%NaCl(pH=6.7)水溶液中，施加不同電位下之磨耗腐蝕性質 (a) current density (b) wear rate.



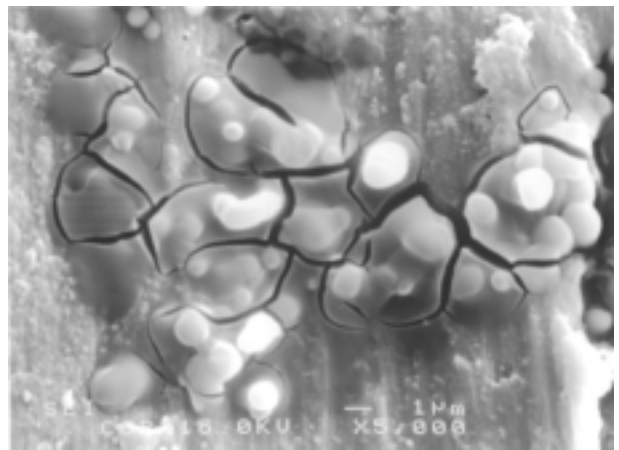
(d)



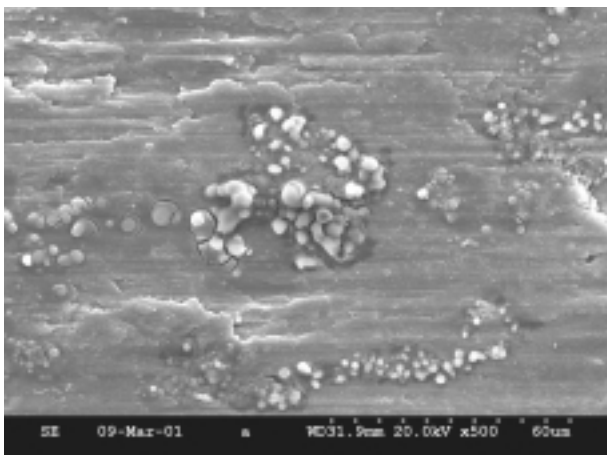
(a)



(e)



(b)



(f)

圖 14. 外加OCP+300mV 電位下之磨耗腐蝕破壞表面形態SEM圖(a)AS (b)AS-5Pb (c) AS- 10Pb (d)ASC (e)ASC-5Pb (f)ASC-10Pb.

圖15. 磨耗腐蝕生成物SEM圖(a) 3000倍 (b) 5000倍.