

Be 與 Fe 含量對 A357 合金腐蝕及應力腐蝕性質之影響

李正國*

Effects of Be and Fe Content on the Corrosion and Stress Corrosion Cracking Susceptibility of A357 Alloys

Cheng-Kuo Lee*

摘 要

本研究主要目的在利用電化學方法與慢應變速率拉伸試驗，探討 A357 合金中不同 Be 與 Fe 含量，對其微結構、腐蝕及應力腐蝕性質之影響。實驗結果顯示，不加 Be 的 A357 合金含有大量的針狀富鐵相及文字型含 Mg 的富鐵相，Be 的添加可減少富鐵相的含量，並改善其成分與形狀，使針狀富鐵相與含 Mg 的文字型富鐵相被較無害的不含 Mg 結節狀富鐵相取代。由於含 Mg 文字型富鐵相的減少，使固溶於基地內的 Mg 含量增加，促進 β' -Mg₂Si 的析出動力與析出量。富鐵相數量的增加使材料的抗腐蝕能力降低，然而在晶界處並沒有大量富鐵相的存在，富鐵相的數量與形態對合金抗應力腐蝕性質無明顯之影響。A357 合金晶界析出物數量少，此少量析出物彼此沒有連結，且其活性與基地相近，可有效阻擋應力腐蝕裂縫成長，致使 A357 合金具有良好的抗應力腐蝕性質。

關鍵詞：A357 合金；慢應變速率拉伸技術；應力腐蝕；富鐵相； β' -Mg₂Si。

ABSTRACT

Effects of Be and Fe content on the corrosion properties and stress corrosion cracking (SCC) of A357 alloys in 3.5%NaCl solution were investigated by electrochemical test and slow strain rate tension (SSRT) technique. The variation of microstructure of the alloys was analyzed to compare with the variation of mechanical properties and stress corrosion properties. A larger amount of acicular shape and scrip morphology of Mg-containing structure of iron-bearing phases were found in Be-free alloys. These structures are replaced by nodular shape Mg-free structure of iron-bearing constituents when Be is added. Addition of Be reduces the amount of iron-bearing phases, increases the amount of solid solution of Mg. Be can enhance the precipitation kinetics and increase the amounts of β' -Mg₂Si precipitations to promote the tensile properties. With the increasing the amount of iron-bearing phases, the corrosion resistance is reduced. The amounts, composition and shape of iron-bearing phases are insignificant about stress corrosion cracking (SCC) resistance. Less amounts, discontinuous arrangement and similar activity to matrix of the precipitations at grain boundary are unfavorable for grow of the crevices, which make A357 alloys possess excellent SCC resistance.

Keywords: A357 alloy; Stress corrosion cracking; Slow strain rate tension; Iron-bearing phase; β' -Mg₂S precipitation.

1. 前言

A357 合金為可熱處理型鑄造鋁合金，時效過程中，藉由介金屬化合物 Mg_2Si 析出以達到強化的效果。當析出開始，過飽和基地中，Mg 和 Si 經由擴散作用而聚集 (clusters)，此聚集在基地上沿著 [100] 的方向成長成針狀的 G.P. zones^[1, 2]。隨著時效時間的增長，針狀 G.P. zones 沿著 [100] 方向繼續成長成半整合型的棒狀介穩定相 β' - Mg_2Si ，其結構為 HCP^[3]； β' 相最後成長成非整合型板狀穩定相 β - Mg_2Si ，其結構為 FCC^[4]。合金的主要強化相為 β' 相，故合金的最高強度在板狀 β 相形成前達到，合金強度在 β 相形成後降低。

在商用鋁合金中，因為 Fe 會形成硬且脆的介金屬化合物，故 Fe 是主要的雜質。這些介金屬相具有複雜的結構，對材料的機械性質、表面完整性、電阻及抗腐蝕性有很大的影響^[5, 6]。在 A357 合金中，富鐵相的主要成份為針狀的 $FeSiAl_5$ 與文字形的 $FeMg_2Si_4Al_{10}$ 及 $FeMg_3Si_6Al_8$ ；這些類型的富鐵相會降低材料的強度和延性以及 β 相的析出動力，Be 的添加可改變富鐵相的成份、尺寸及形狀，以改善其對合金機械性質的不良影響^[7-11]。

應力腐蝕的發生與合金內析出物的形態以及化學活性有相當大的關係。Blanc^[12, 13] 指出經過 T6 處理後的 Al-Si-Mg 合金具有孔蝕敏感性，然而其主要的介金屬化合物 Al-Mg-Si 及 Al-Si-Mn-Fe 對材料的腐蝕行為沒有明顯的影響，僅在過時效處理之後進行的腐蝕測試中，發現介金屬粒子 Al-Mg-Si 開始溶解，而 Al-Si-Mn-Fe 粒子則有促進周圍鋁基地溶解的現象發生。Brillas^[14] 也指出 Fe 與 Si 所形成的介金屬化合物在鋁基地中扮演陰極中心的角色，促使周圍的鋁基地發生陽極溶解。然而，就整體而言，Al-Si-Mg 合金的抗腐蝕性良好，關於其應力腐蝕情況甚少有相關的研究。A357 合金中的主要介金屬粒子為析出硬化相 β' - Mg_2Si 及富鐵相，隨著富鐵相成份與形態的改變，合金的機械性質也會跟著有顯著的改變^[7-11]。許多學者曾經針對 Al-Si-Mg 合金中添加 Be 對富鐵相成份、形態以及合金機械性質的影響做過詳細的研究，但其中並未就合金的抗應力腐蝕性進

行探討。本研究配製四組 Fe 與 Be 含量不同之 A357 合金，並施以 T6 熱處理，以探討 Be 對富鐵相成份及形態以及其抗應力腐蝕性質的影響。

2. 實驗步驟

合金熔配時，以 A356 合金為原料，置於電阻坩堝爐中，於 800°C 熔合金後，加入適當的 Si，靜置 15 分鐘之後降溫至 750°C，再加入其他合金元素，藉以控制 Be 與 Fe 含量，最後澆鑄成 127mm x 102mm x 26mm 的鑄錠。所配置四種合金，其成份如表 1 所示。

合金配製完成後，四種合金皆經 T6 熱處理，其條件為 540±2°C x 10 小時，室溫水淬後，人工時效 160 ±1°C x 6 小時。以洛氏硬度 B 尺度 (Rockwell B Scale) 量測合金熱處理後之硬度變化。

另外，將材料置於腐蝕液內，在無施加外加電位的情況下，進行開路電位 (OCP) 的量測；塔佛曲線 (Tafel curve) 的量測範圍為 OCP ±250mV，並由曲線分析求得腐蝕電流 I_{corr} ，藉以瞭解材料於一般狀態下之腐蝕性質。之後並進行慢應變速率拉伸測試 (SSRT)，拉伸試片為圓柱形試片：直徑 4.0mm，標距長 20.0mm；拉伸速率為 2.5×10^{-6} /s，藉以測得在腐蝕環境下，材料受腐蝕與應力雙重作用的影響。OCP、Tafel 曲線及 SSRT 測試之浸泡溶液皆為含 3.5%wt NaCl (pH=6.7) 的水溶液。

以光學顯微鏡 (OM) 觀察鑄造、固溶淬火及人工時效後之微結構；利用掃描式電子顯微鏡 (SEM) 觀察富鐵相之形態、拉伸斷裂面及試棒側面之裂縫，並以能量散射 X 光 (EDS) 針對富鐵相進行半定量成分分析；在 0~255 灰階中，鋁基地、富 Fe 相與 Si 顆粒有不同的灰階區間，利用 OPTIMAZ 6.1 影像分析軟體對試片表面進行分析，量測面積為 19108 μm^2 ，取樣次數為 20 次以求平均；藉由微差掃描熱分析儀 (DSC) 與導電度量測 (%IACS) 來檢視合金析出及溶解特性，其中 DSC 試片直徑 3mm、厚度 1.0mm、重量 20mg，升溫速率為 10°C/min，升溫範圍為 40°C 至 540°C；並由穿透式電子顯微鏡 (TEM) 進行析出強化相及晶界析出物之觀察。

3. 結果與討論

3.1 金相觀察、EDS 分析及影像分析

圖 1(a)、(b) 分別為 A357 合金鑄造狀態及經 T6 熱處理後之微結構，由圖中可以發現其結構主要是由 Al 基地以及圍繞著 Al 晶胞的不規則 Si 粒子以及富鐵相所組成。A357 合金在經過 T6 熱處理之後，Si 由鑄造狀態下較不規則的形狀逐漸轉變為球狀的結構。在應力作用下，不規則 Si 顆粒的尖端因應力集中，常成為裂縫的起始點，故共晶 Si 的球化有助於提高材料的機械性質^[5]。

圖 2 為四種 A357 合金經 T6 熱處理後之微結構。圖 2(a) 與圖 2(b) 分別為合金 A(0.11Fe、0Be) 及合金 B(0.11Fe、0.04Be) 之富鐵相形態，圖中可見 A 合金之富鐵相主要是以針狀和文字型富鐵相的形態存在；添加微量 Be 的 B 合金之富鐵相則是以結節狀（團塊狀）以及文字型富鐵相存在，且富鐵相的數量明顯減少。在鐵含量較高的 C 合金 (0.17Fe、0Be) 中，富鐵相的主要形態與 A 合金類似，以針狀與文字型的形態存在如圖 2(c) 所示，且富鐵相的分佈較 A 合金密集；含 Be 之高鐵含量 D 合金 (0.16Fe、0.02Be) 的富鐵相形態則與 B 合金類似如圖 2(d) 所示，主要以結節狀及文字型的形態存在。由圖 2 也可以看到存在於 B、D 合金中的文字型富鐵相數量明顯較 A、C 合金中的文字型富鐵相少，可知 Be 的添加能使文字型富鐵相數量減少。

X 光能量散射 (EDS) 分析結果顯示在不含 Be 的 A 合金和 C 合金中，這些夾雜物為針狀的 Fe-Si-Al 和文字型的 Fe-Mg-Si-Al 富鐵相；在含 Be 的 B 合金和 D 合金中，夾雜物為文字型的 Fe-Mg-Si-Al 以及結節狀的 Fe-Si-Al 富鐵相^{7,8)}。

利用影像分析軟體可以區分 Si 粒子和富鐵相的形狀特徵及尺寸大小。表 2 為四組合金中 Si 粒子 (Si_p) 和富鐵相影像分析之結果。由表中可以發現 Be 的存在能有效減少合金中富鐵相的數量。在含 Be 的 B 合金與 D 合金中，富鐵相所佔的面積分率分別為 1.52% 和 1.8%。然而富鐵相在不含 Be 的 A 合金與 C 合金中，所量測到的面積分率則為 2.14% 及

3.15%。

由此可知，合金添加 Be，可使富鐵相的數量減少，並且造成針狀富鐵相 Fe-Si-Al 被對機械性質較無害的結節狀富鐵相 Fe-Si-Al 取代，同時使基地內 Mg 含量增加，藉以提昇材料機械性質。

此外，於表中可以發現，含 Be 合金中的 Si 粒子所佔的面積分率較不含 Be 的合金低，且 Si 粒子的數量也比較多，由此可以知道 Be 的添加會使 Si 粒子細小化。由 Si 粒子的形狀特徵來看，長軸/短軸比值越接近 1 代表其形狀越接近圓形。含 Be 的合金中，Si 粒子的形狀也比不含 Be 的合金接近圓形。由此可知，Be 的添加可修正共晶 Si 的形狀。

3.2 微分掃描熱分析 (DSC)

為探討 Fe 與 Be 對 A357 合金強化相 β' Mg₂Si 析出動力與析出量的影響，利用微分掃描熱分析材料中溶質元素之溶解與析出特性。圖 3 為各合金經固溶淬火熱處理後所作的 DSC 曲線，由圖中大略看出合金中的相變化。曲線的第一個波峰為強化相 β' 的析出波峰，第二個波峰為穩定相 β 的析出波峰⁷⁾。DSC 曲線上正值波峰面積代表析出反應的放熱量，負值波峰面積代表溶解反應的吸熱量，各合金經過固溶淬火後， β' 相析出熱量與析出波峰溫度表示於圖 3 中。由圖中可以發現含鐵量比較高的 C 合金，其 β' 相的析出峰值溫度比含鐵量低的 A 合金的峰值溫度高。此外，Be 的添加可使 β' 相的析出峰值溫度降低。對同一種析出相而言，析出熱量越高，代表析出相的析出量越高。由圖中可以發現，含鐵量較高的 C 合金的析出熱量高；含 Be 的 B 合金和 D 合金的析出熱量也比不含 Be 的 A 與 C 合金高。由此可知，鐵含量的增加會降低 β' 相的析出動力，減少 β' 相的析出量，而 Be 的添加會增加 β' 相的析出動力，並且可增加 β' 相的析出量⁷⁻¹¹⁾。Be 的添加造成基地中 Mg 含量的增加，進而促進 Mg₂Si 的析出。此結果對應富鐵相形態與成分的改變，可知含 Mg 之文字型富鐵相減少，使基地內過飽和 Mg 含量增加，故 Mg₂Si 的析出動力及析出量增加。

3.3 導電度量測 (% IACS)

對於可熱處理型之鋁合金，由於溶質原子的固溶、析出，將使鋁基地之點缺陷發生改變，這些改變可藉由導電度之變化加以偵測，藉以說明微結構之變化。表 3 顯示合金於鑄態、固溶淬火以及 T6 處理後之導電度量測的結果。材料鑄造狀態下的導電度標示為 C ，固溶處理後的導電度為 C_0 ，經人工時效後的導電度為 C_1 ，而固溶前後和時效前後的導電度變化率分別為 $100(C_0 - C)/C_0\%$ 及 $100(C_1 - C_0)/C_0\%$ 。

Mulazimoglu et al.^[16] 指出，在 Si 含量高之 Al-Si-Mg 合金中，Mg 含量的提高會降低合金的導電度。合金經固溶處理後，Mg 原子回溶，鋁基地中之 Mg 含量提高，故合金經固溶處理後之導電度較鑄造狀態下之導電度低。由表中可發現，低鐵含量的 A 合金之固溶前後導電度變化率比高鐵含量的 C 合金高；含 Be 之 B 合金與 D 合金的固溶前後導電度變化率較不含 Be 的 A 合金與 C 合金高。較高的固溶前後導電度變化率表示在這些合金的過飽和 Al 基地中溶質元素 Mg 含量比較高，基地內 Mg 含量的增加有助於 Mg_2Si 的析出動力與析出量之提升^[7-11]。合金經時效處理後， Mg_2Si 析出，基地中 Mg 含量降低，故合金經時效處理後之導電度較固溶處理後之導電度高。由表 3 中可發現，時效前後之導電度變化率與固溶前後之導電度變化率有相同的趨勢，鐵含量越低，時效前後之導電度變化率越高，Be 含量越高，時效前後之導電度變化率也越高。較高的時效前後導電度變化率表示在這些合金中， Mg_2Si 的析出量比較多^[7-11]。在這四組合金中，添加 0.02~0.04%Be 對於促進 Mg_2Si 的析出就有明顯的效果。 Mg_2Si 的析出將提升 Al-Si-Mg 合金的導電度、硬度以及其他的機械性質。

3.4 電化學量測

圖 4 為此四組合金的 Tafel 曲線，由圖中可以發現四組合金在 NaCl 水溶液環境下的腐蝕特性相近。四組合金之開路電位 (OCP) 值與 Tafel 分析結果列於表 4。在無外加電壓下，將材料置於 3.5% NaCl 水溶液的腐蝕環境中量測其電位，達穩定時的

電位值為 OCP。OCP 值代表材料在此環境之下，發生腐蝕的傾向，OCP 值越低表示材料有越容易發生腐蝕的趨向^[17]。此四組合金之 OCP 值接近，表示其發生腐蝕的傾向相差不大。 I_{cor} 為腐蝕電流，其代表材料在此環境下腐蝕的腐蝕速率^[18]。如表 4 所示，A 合金的腐蝕電流為 $7.02 \mu A$ ，添加了 Be 的 B 合金的腐蝕電流則降為 $6.37 \mu A$ 。含 0.17%Fe 的 C 合金的腐蝕電流為 $7.81 \mu A$ ，添加 Be 的 D 合金的腐蝕電流為 $6.71 \mu A$ 。由數據顯示，Fe 的含量越高，A357 的腐蝕速率越快，而 Be 的添加有助於減緩其腐蝕速率。然而，由於其腐蝕電流的差異很小 ($1 \mu A$ 左右)，並無法真正完全的表示 Fe 與 Be 含量對 A357 合金腐蝕性質的影響。

3.5 慢應變速率拉伸 (SSRT)

表 5 為此四組合金置於 3.5wt% NaCl 水溶液狀態下之慢應變速率拉伸之結果。由表中可以發現，此四組合金進行慢應變速率拉伸之伸長率 (El_{sc}) 與一般拉伸之伸長率 (El) 相當接近，在腐蝕環境下之最大拉伸強度亦與一般拉伸強度相差不大，故可知此四組合金在此環境之下，並無應力腐蝕破裂情形發生。由 SSRT 與一般拉伸之拉伸強度比較，亦可發現相同的結果。

圖 5 為 A 合金與 B 合金進行一般拉伸及 SSRT 後以 SEM 所觀察接近試棒側面處之試棒破斷面。圖 5(a) 可以觀察到，A 合金一般拉伸破裂顯微結構顯示為小韌渦的破裂面，可知其為延性破裂面，有時裂縫沿著結晶面破裂，而產生小平面及脆性劈裂面。圖 5(b) 為 A 合金在 SSRT 測試後以 SEM 所觀察的破裂表面，其破裂面可觀察到由拉伸應力造成的小韌渦及穿晶劈裂面，並無明顯脆性破裂結構的增加。A 合金在一般拉伸及慢應變速率拉伸後，破裂面之顯微結構很類似。圖 5(c) 所示為 B 合金一般拉伸破斷面之顯微結構，其破斷面主要為延性之韌渦及少數的劈裂面，其脆性穿晶劈裂面所佔的比率明顯比 A 合金中的劈裂面少。B 合金在 SSRT 測試之後，其破斷面的微結構與一般拉伸後的微結構相當類似，主要由延性韌渦及少數的劈裂面所構成，如圖 5(d) 所示。比較圖 5(a) 及圖 5(c) 發現，合金在

添加 Be 之後，脆性劈裂面減少，延性的小韌渦增加，故可知 Be 的添加能改善合金之延性。此外，由此四組合金之破斷面並沒有觀察到應力腐蝕破裂的情形。

金屬發生應力腐蝕破裂，除了含有導致斷裂的主要裂縫之外，還有許多由應力腐蝕作用造成的次裂縫存在^[19,20]，而此明顯的次裂縫可在近破斷面之試棒側面觀察到。此四組合金在慢應變速率拉伸測試後，並沒有發現到次裂縫的存在。圖 6(a) 所示為不含 Be 的 A 合金經 SSRT 測試後近斷裂面之試棒側面放大圖，可以觀察到有微小的裂縫。圖 6(b) 為含 Fe 量更高的 C 合金試棒側面放大圖，依然可以觀察到小裂縫的存在。於 B 合金與 D 合金中亦可發現同樣的情形。這些裂縫主要是受到拉伸應力作用而產生，受腐蝕環境之影響較少。然而，這些裂縫相當小，與應力腐蝕造成之次裂縫相差甚大。應力腐蝕作用造成的裂縫，其尺寸較單純受應力作用造成之裂縫大，裂縫成長速率也比較快。

通常晶界比晶粒內部容易被腐蝕，在鋁合金中，晶界析出物與鋁基地之間的電位差異造成局部陽極溶解，在特定的環境下，晶界析出物或析出物周圍的鋁基地將會優先被腐蝕，在應力與腐蝕的雙重作用之下，裂縫持續成長造成破壞。

不論是陽極溶解或氫致破裂，晶界析出物皆扮演舉足輕重的角色^[21]，晶界析出物越密集甚至呈連結時，裂縫成長越快，應力腐蝕破裂將更明顯。圖 7 為 A 合金晶界之 TEM 觀察，其微結構與 B、C、D 合金類似，大部份的晶界如圖 7(a) 所示，沒有析出物的存在。少部份的晶界具有粗大的 Mg_2Si 以及少量 Si 的析出如圖 7(b) 所示。此外，在晶界處並沒有發現大量富鐵相的存在。 Mg_2Si 析出相及 Si 粒子的電位與鋁基地的電位相差不大，故不會有陽極溶解的情形發生^[22]。此外，粗大的 Mg_2Si 析出相與少量 Si 的析出皆呈不連續，致使 A357 合金並不呈現明顯應力腐蝕破裂的情形。

4. 結論

綜合 Be 與 Fe 含量對 A357 合金微結構及應力

腐蝕性質之研究結果，可得到以下結論：

1. 於合金鑄造狀態下可發現富鐵相的存在，由此可知，富鐵相在合金凝固時就已經形成，並不是在進行熱處理時才析出。
2. 在不含 Be 的合金中，可以發現大量的針狀富鐵相及含 Mg 的文字型富鐵相。Be 的添加可使富鐵相的形態轉變為對機械性質較無害的不含 Mg 的球狀及少量的含 Mg 文字型富鐵相。
3. 富鐵相數量的增加使材料的抗腐蝕能力降低，然而富鐵相的數量與形態對 A357 合金抗應力腐蝕性質無明顯之影響。
4. A357 合金晶界析出物數量少，析出物彼此之間沒有連結，且其活性與基地相近，可有效阻擋應力腐蝕裂縫成長，致使 A357 合金具有良好的抗應力腐蝕性質。

參考文獻

1. Thmoas, J. Inst. Met., 90(1961-63)57.
2. Lutts, Acta Met., 9(1961)57-69.
3. K. Matsuda, S. Tada, S. Ikeno, T. Sato, and A. Kamio, Metallurgical et Materialia, 32 (1995) pp.1175-1180.
4. D. A. Dranger, R. R. Sawtell, and M. M. Kersker, AFS Transactions, 15 (1984) pp.579-586.
5. O. Vorren, J. E. Evensen, and T. B. Pedersen, AFS Trans., 92 (1984) pp.459-466.
6. L. A. Bendersky, A. J. Mcalister, and F. S. Biancaniello, Metall. Trans. A, 19A (1988) pp. 2893-2900.
7. Y. H. Tan, S. L. Lee, and Y. L. Lin, Metall. Trans. A, 26A (1995) pp. 1195-1205.
8. Y. H. Tan, S. L. Lee, and Y. L. Lin, Metall. Trans. A, 26A (1995) pp. 2937-2945.
9. A. H. Tan and S. L. Lee, CHUKUNG, 23 (3) (94) (1997) pp. 15-27.
10. P. S. Wang, Y. J. Liauh, S. L. Lee, and J. C. Lin, Materials Chemistry and Physics, 53 (1998) pp. 195-202.

11. Paih-Shiarng Wang, Sheng-Long Lee, J.C. Lin, and M. T. Jahn, *J. of Materials Research*, 15 (9) (2000) pp. 2027-2035.
 12. C. Blanc, Mankowski, and G. Mankowski, *Corros. Sci.*, 39 (1997) 949.
 13. Ch. Blanc., Y. Roques, and G. Mankowski, *Corrosion Sci.*, 40 (1998) pp. 1019-1035.
 14. E. Brillas, P. L. Cabot, F. Centellas, J. A. Garrido, E. Perez, and R. M. Rodriguez, *Electrochimica Acta*, 43(7) (1998) pp. 799-812.
 15. C. W. Meyers, *AFS Trans.*, (1986) pp. 511-518.
 16. M. H. Mulazimoglu, R. A. L. Drew, and J. E. Druzleski, *J. Mat. Sci. Letter*, 8 (1989) pp. 297-300.
 17. W. Stephen Tait, in: "Ph. D Thesis An introduction to electrochemical corrosion testing for practicing engineers and scientists", (1994), pp.38-40.
 18. D. A. Jones, in: "Principal and prevention of corrosion", 2nd ed. (1996) p. 88.
 19. *ibid*, pp. 266-268.
 20. D. O. Sprowls, in: "Metalls Handbook", vol. 13, Corrosion, 9th ed., ASM International, Metals Park, OH (1987), p. 263.
 21. D. A. Jones, in: "Principal and prevention of corrosion", 2nd ed.(1996), pp. 335-337.
 22. *ibid*, p. 524.
- 收到日期：2003 年 7 月 24 日
 修訂日期：2003 年 9 月 22 日
 接受日期：2003 年 10 月 7 日

表 1. A357 合金之化學組成(wt%)。

Table 1. Chemical composition of A357 alloys (wt%).

Alloy	Si	Mg	Fe	Be	Sr	Al
A	7.06	0.68	0.11	0	0.034	Rem.
B	7.04	0.69	0.11	0.04	0.033	Rem.
C	6.97	0.67	0.17	0	0.034	Rem.
D	6.92	0.68	0.16	0.02	0.034	Rem.

表2. A357合金中的矽粒子和富鐵相的影像分析結果。

Table 2. Image analysis of silicon particles and iron bearing of A357 alloys.

Alloy	Si _p count	Si _p total area %	Si _p total area	Si _p aspect ratio	Iron-bearing area %
A	433(10)	9.9(0.22)	1891(42)	1.64(0.03)	2.14(0.22)
B	577(17)	8.6(0.13)	1643(25)	1.57(0.02)	1.52(0.23)
C	501(13)	8.5(0.10)	1624(19)	1.70(0.05)	3.15(0.24)
D	572(14)	7.0(0.24)	1337(48)	1.60(0.04)	1.80(0.31)

* 10 fields were measured (each 19108 μm² in area)

* Aspect ratio : major axis/short axis ratio

表3. A357鋁合金在鑄造狀態(C),水淬(C₀)及T6處理(C₆)後之導電度(%IACS)。

Table 3. %IACS of A357 aluminum alloy as casted (C), after water quenched (C₀) and T6 tempered (C₆)

Alloy	C	C ₀	C ₆	100(C ₀ -C)/C ₀ %	100(C ₆ -C ₀)/C ₀ %
A	37.79(0.2)	35.02(0.2)	36.95(0.1)	-7.91	5.51
B	37.20(0.2)	34.15(0.1)	36.48(0.1)	-8.93	6.81
C	36.98(0.2)	34.60(0.2)	36.34(0.2)	-6.86	5.02
D	36.89(0.2)	33.91(0.2)	35.93(0.1)	-8.79	5.96

() : standard deviation

表4. 四種A357合金經T6處理後在3.5%氯化鈉水溶液中之電化學性質。

Table 4. Electrochemical properties of A357 alloys in 3.5% NaCl solution after T6 tempered.

Alloy	A	B	C	D
OCP	-763	-769	-760	-752
I _{corr.}	7.018	6.372	7.805	6.706

* OCP unit is mV(vs SCE)

* I_{corr.} unit is μA , test area is 1cm².

表5. 四種A357合金經T6處理後在空氣及3.5%氯化鈉水溶液中之拉伸性質。

Table 5. Tensile properties of A357 alloys in air and 3.5% NaCl solution after T6 tempered.

Alloy	UTS (MPa)	UTS _{SCC} (MPa)	El. %	El. _{SCC} %
A	305(3)	300(4)	4.1(0.1)	4.15(0.2)
B	319(2)	317(2)	4.6(0.3)	4.45(0.2)
C	300(2)	299(3)	3.9(0.2)	3.82(0.2)
D	309(4)	310(4)	4.5(0.1)	4.43(0.1)

() : standard deviation

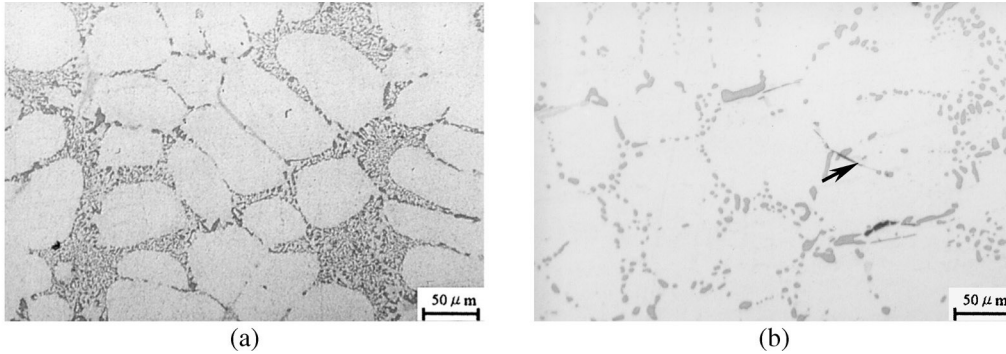


圖 1. A357合金之光學金相圖 (a) 鑄造狀態，(b) T6處理(箭號：富鐵相)。
Figure 1. Optical micrographs of A357 alloy : (a) as-cast, (b) T6 treatment, (Arrow: iron-bearing phase).

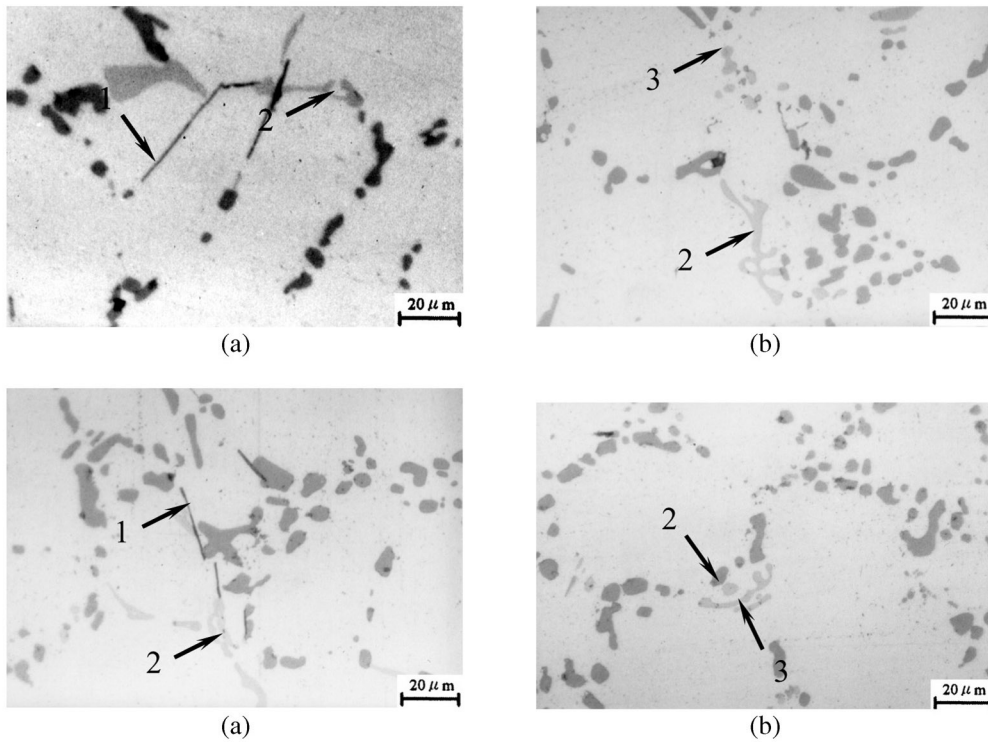


圖 2. 四種A357合金經T6處理後之光學金相圖，(a) A (b) B (c) C (d) D合金。(箭號1：針狀Fe-Si-Al，箭號2：文字形Fe-Si-Mg-Al，箭號3：結節狀Fe-Si-Al富鐵相)。
Figure 2 Optical micrographs of : (a) A (b) B (c) C (d) alloys. (Arrow 1: acicular Fe-Si-Al, arrow 2:script Fe-Si-Mg-Al, arrow 3:nodular Fe-Si-Al iron-bearing phase).

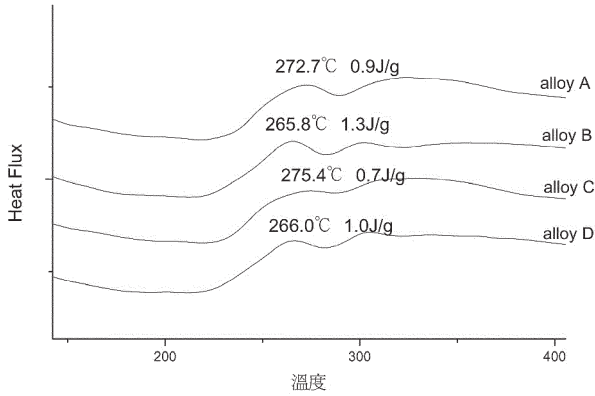


圖3. A357鋁合金經固溶處理後之微分掃描熱分析結果。

Figure 3 DSC analysis of A357 aluminum alloys after solid solution treatment.

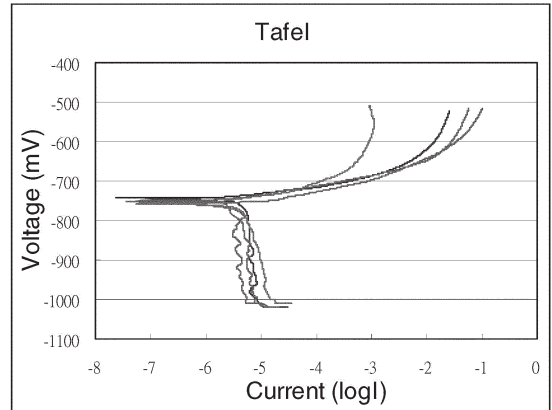


圖4. 四種A357合金經T6處理後在3.5%氯化鈉水溶液中之Tafel曲線。

Figure 4 Tafel curve of A357 alloys in 3.5% NaCl solution after T6 tempered.

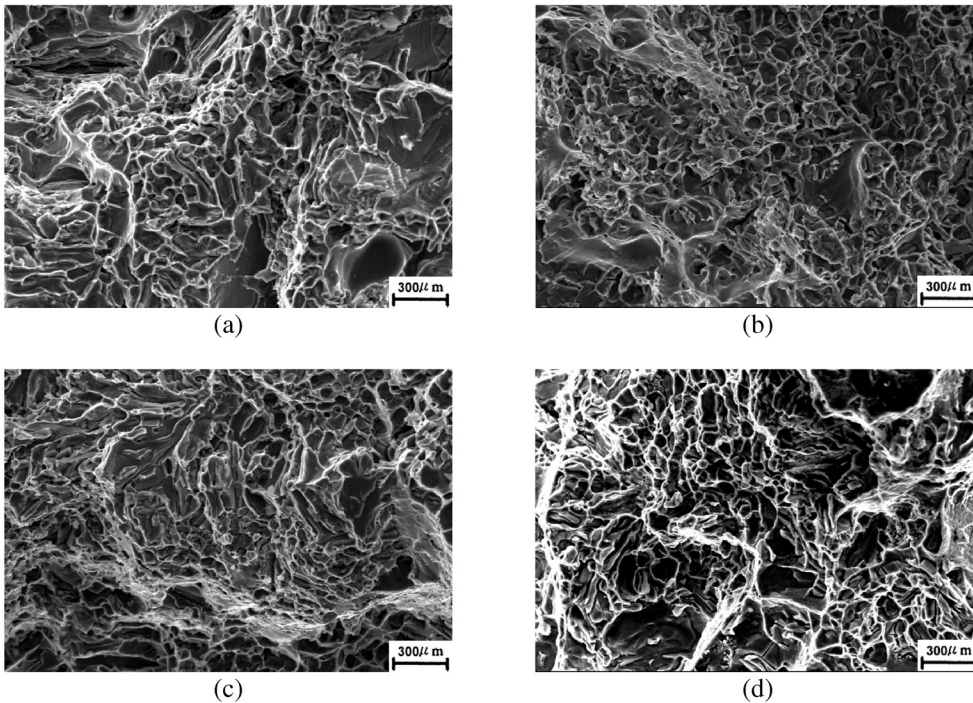


圖5. A合金與B合金進行一般拉伸及慢應變速率拉伸後之接近試棒側面處之拉伸破斷型態。

Figure 5 Tensile fracture morphology near specimen surface of (a) alloy A (b) alloy A after SSRT (c) alloy B and (d) alloy B after SSRT.

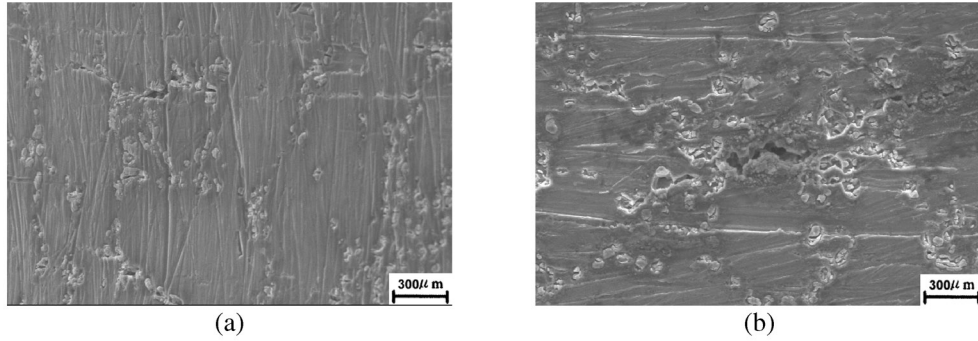


圖 6. (a) A 合金及(b) C 合金經慢應變速率拉伸試驗後近破斷面之試棒側面放大圖。
Figure 6. Magnification of a side view of (a) alloy A (b) alloy C specimens near fracture surface after SSRT test.

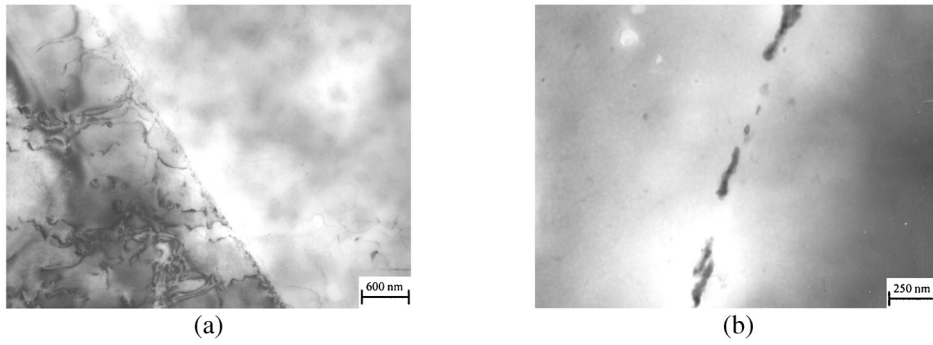


圖 7. A 合金經T6處理後之TEM觀察 (a) 清晰晶界 (b) Si 粒子。
Figure 7. TEM morphology of A alloy after T6 tempered: (a) clean grainboundary (b) Si .