

行政院國家科學委員會補助專題研究計畫成果報告

子計畫一：鋁合金銲接熱影響區之特性研究

The Study of Characteristics in Weld Heat Affected Zone of Aluminum Alloys

計畫編號：NSC 90-2216-E-009-030

執行期限：90年08月01日至91年07月31日

主持人：周長彬 教授 國立交通大學機械工程學系

計畫參與人員：林后堯 蔡曜隆 國立交通大學機械工程學系

一、中文摘要

本文使用 Gleeble 來模擬 2091 鋁合金銲接熱影響區之顯微組織。經由微差掃描卡計(DSC)，穿透式電子顯微鏡(TEM)，拉伸試驗及在 3.5%NaCl 水溶液中進行電化學量測來探討熱影響區之顯微組織，機械性質，腐蝕特性及熱延性。

2091-T3 鋁鎳合金銲接熱影響區強度衰退之原因為可分為兩個區域；在峰值溫度 237°C 區域為 GP zones 和部分 δ' 相之溶解。在峰值溫度為 445°C 區域為 δ' 相和部分 S' 相在加熱過程中溶解，而在冷卻過程中僅少量析出 A 相。熱影響區中擁有最低含量之 GP zones 及 δ' 相，有最低之孔蝕電位。沿晶剝離腐蝕之主要原因為銲接加熱過程產生 T_2 相，形成於晶界。銲接熱循環之峰值溫度愈高剝離腐蝕愈嚴重。
關鍵詞：鋁合金 2091、銲接熱影響區、銲後熱處理。

ABSTRACT

The microstructures of weld heat affected zone (HAZ) of 2091 aluminum alloy were simulated by Gleeble. The microstructures, mechanical properties, corrosion characteristics and hot ductility behaviors were investigated by means of differential scanning

calorimeter(DSC), TEM tensile testing and electrochemical measurements in 3.5wt.% NaCl solution.

The degradation in strength of weld HAZ of 2091-T3 aluminum-lithium alloy occurred in two regions: In the region of peak temperature 237°C was caused by GP zones and partial phase dissolved. In the region of peak temperature 445 °C was caused by GP zones, δ' phase and partial S' phase dissolved during heating process and small amount of δ' phase precipitate during cooling process. The least amount of GP zones and S' phase have the lowest pitting potential in weld HAZ. The intergranular exfoliation corrosion was caused by the precipitation of T_2 Phase on grain boundaries. The serious intergranular exfoliation corrosion was observed at higher peak temperature of weld thermal cycle.

Keywords : Aluminum Alloy 2091、Welding Heat Affect Zone、Post Weld Heat Treatment.

二、計畫緣由與目的

Al-Li-Cu-Mg 系合金之析出行為隨著合金之含量而異。2091 鋁合金主要之析出相為 δ' (Al_3Li)，S' (Al_2CuMg)，S (Al_2CuMg)，

T₂(Al₆CuLi₃)及β'(Al₃Zr)。S'與S相具有相近之結構。在Al-Cu-Mg系合金中加入Li會使GP Zone及S'(Al₂CuMg)相緩慢析出。而主要之析出強化相為δ'和S'相。本文利用Gleeble試驗機來模擬2091鋁合金熱影響區各溫度區域之顯微組織。並利用微差掃描卡計來探討所模擬之熱影響區之顯微組織。使用拉伸試驗來探討熱影響區之機械性質，並利用掃描式電子顯微鏡(SEM)來觀察拉伸試片之破斷面。熱影響區之腐蝕特性，使用Gleeble所模擬之試片進行電化學腐蝕試驗及進行定電位下之腐蝕形態觀察，以了解熱影響區之腐蝕特性。

三、實驗方法

3.1 鐸接熱影響區之熱循環量測及模擬
鐸接熱影響區溫度量測使用之材料為商用2219-T3鋁合金板，厚度為2mm。使用惰氣鎢極電弧鐸(GTAW)進行鐸接熱循環量測。單道全穿透之鐸接參數為;AC電流127A，電壓16V，鐸接速度為3.3mm/sec，熱輸入量為610J/mm。量測之熱循環如圖1所示。這5個溫度熱循環經由Gleeble試驗機進行鐸接熱影響區各個區域之模擬。

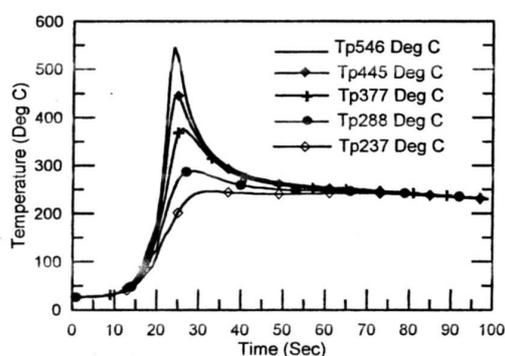


圖 1 鐸接熱影響區所量測之溫度熱循環

為方便識別及說明，熱循環試片紙號為該試片承受最高峰值溫度熱循環。模擬7075鋁合金鐸接熱影響區之試片在峰值溫度前加個'A'字來表示。而模擬2091鋁合金鐸接熱影響區之試片，則在峰值溫度之前加個'Tp'字。例如Tp377代表2091鋁合金承受377°C之峰值溫度熱循環，以此類推。

3.2 微差掃描卡計分析

使用Perkin-Elmer DSC7熱分析儀來進行2091鐸接熱影響區各個區域之微差掃描卡計分析。將Gleeble試驗機模擬之各個熱影響區試片取約60mg，放置於熱分析儀中，進行微差掃描卡計分析。為增加量測之靈敏性，使用的等質量之純鋁當為參考試片。掃描溫度自室溫至520°C，掃描速率為10°C/min。實驗時避免氧化產生，將流速為40ml/min之乾燥氮氣通入儀器中。為求相對熱容量之比較，將所有資料等比例轉換成100毫克之熱容量。所量測之數據扣除一個線性基線(Linear Base Line)，此基線代表與鋁固溶組織及所存在析出物之溫度相關之熱容。

3.3 電化學量測

以EG&G PAR M273電位儀進行腐蝕電位，孔蝕電位及保護電位量測，在3.5 wt % NaCl水溶液中，pH值為4，測試溫度為25 ± 3°C。

四、結果與討論

4.1 2091-T3 鋁合金鐸接熱影響區之微觀組織現象

圖2顯示2091-T3母材，Tp237及Tp288之DSC掃描結果。在本文中峰值I(150°C)代表GP zones吸熱溶解，峰值I被其他大多數著作解釋為GP

zones 之吸熱溶解[8-10]。峰值 II(230°C)代表 δ' 相之溶解。在鋁鎳合金中 δ' 相之溶解溫度可能隨著合金中鎳含量及析出物大小而異。峰值 III(275°C)為 S' 相之放熱形成。峰值 IV(320°C)為 S' 相之溶解。峰值 V(350°C)為 T₂ 相之大量形成。

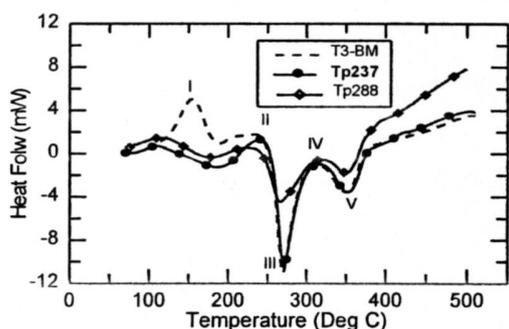


圖 2 2091 鋁合金母材, Tp237 及 Tp288 經 30 天自然時效之 DSC 掃描結果

2091-T3 母材僅含有細小之 δ' 相，圖 2 中之峰值 I 代表 GP zones 溶解，峰值 II 代表 δ' 相之吸熱溶解，而峰值 III, IV, V 係 DSC 掃描時產生，因為 T3 母材除了 GP zones 及 δ' 相幾乎不含其他相。在 Tp237 區域，由於受到銲接加熱之影響，使得峰值 I 消失，經 30 天自然時效產生一較低溫度之微量峰值 I。而峰值 II 略低於 T3 母材，此表示經 237°C 之峰值溫度加熱使得 GP zones 及部分 δ' 相溶解。而產生較低溫度之微量峰值 I 為經 30 天自然時效 GP zones 之再形成。在 250°C 以後之 DSC 掃描其特性與 T3 母材完全相同，此代表經 237°C 之峰值溫度加熱並不會產生 S' 相。在 Tp288 區域，經過銲接加熱後，峰值 I 消失後經 30 天自然時效產生比 Tp237 較多之 GP zones。峰值 II 峰值 III 代表 S' 相之形

成反應，當含有完全析出之 S' 相，則峰值 III 消失。比較 Tp237 及 Tp288 之 DSC 掃描結果，可知 Tp288 含有較多之 S' 相。

圖 3 顯示 Tp377, Tp445 及 Tp546 之 DSC 掃描結果。在 377°C 區域，峰值 I 及峰值 II 消失，而吸熱峰值 III 較 Tp288 更小。此表示在 Tp377 區域已形成更多之 S' 相。而經 30 天自然時效，擁有較低之峰值 I 及峰值 II。在 Tp445 區域，峰值 I 及峰值 II 再度出現，而峰值 I 之溫度略低於 150°C。出現峰值 I 及峰值 II 代表 GP zones 及 S' 相之再度形成，此區域已有部分固溶之效果。在 Tp445 區域，吸熱峰值 III 消失出現 320°C 放熱峰值 VI，此表示經 445°C 之峰值溫度加熱，S 相形成後再度部分溶解。峰值 IV 表示 S' 相部分溶解，而峰值 VI 與峰值 IV 具有相同之峰值溫度 320°C，但方向相反。此表示 S' 相部分溶解，在進行 DSC 掃描時須額外產生放熱形成反應。在 Tp546 區域，峰值 I 及峰值 II 再度出現，比 Tp445 更多。且放熱峰值 VI 亦大於 Tp445。此表示 GP zones 及百相之形成更多，此區域部分固溶之效果更大且 S' 相形成後再度溶解之量更大。

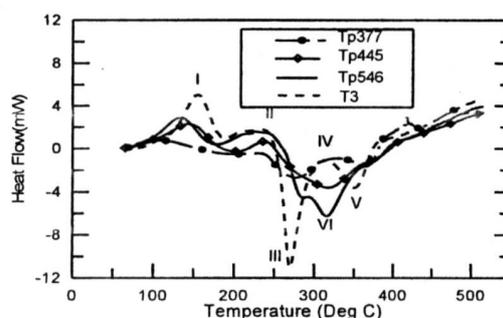


圖 3 2091 鋁合金 Tp377, Tp445 及 Tp546 經 30 天自然時效之 DSC 掃描結果

由圖 2 及圖 3 可發現，放熱峰值 V 隨著銲接溫度之升高而變小。在 Tp445，放熱峰值 V 幾乎已消失。峰值 V 代表 T_2 相之形成反應，愈小放熱峰值代表 T_2 相形成愈多，故經 DSC 掃描時放熱愈少。由此可知 T_2 相之析出隨著銲接溫度之升高而增加。

經 Gleeble 試驗機模擬之熱影響區試片，取 7 天及 30 天之自然時效試片進行 DSC 掃描如圖 4 所示。峰值 I 受到自然時效時間之影響，經 30 天之自然時效 GP zones 之析出更為明顯。鋰之加入會使得 Al-Cu-Mg 之 GP zones 緩慢析出，此造成 7 天 30 天自然時效之峰值 I 之差異。峰值 I 溶解溫度在 75-150°C。此特性與其他鋁鋰合金之 GP Zone 溶解特性相似。峰值 II 與自然時效之時間無關但與銲接之峰值溫度有關。在 Tp237 至 Tp377 間峰值 II 由大而小，此代表 δ' 相因受熱而溶解，溫度愈高溶解愈多。在 Tp377 至 Tp546 峰值 II 由小而大，此表示 δ' 相溶解後在銲接冷卻過程再產生，銲接溫度愈高析出愈多峰值愈高。 δ' 相之成核在冷卻過程即產生。在圖 4 中 275°C 之放熱峰值 III 隨著銲接溫度之升高而變小，代表 S' 相因銲接加熱而析出。在 Tp377 析出最多。在 Tp445 及 Tp546 轉變為 320 之放熱峰值 VI，此表示 S' 相形成後再溶解。

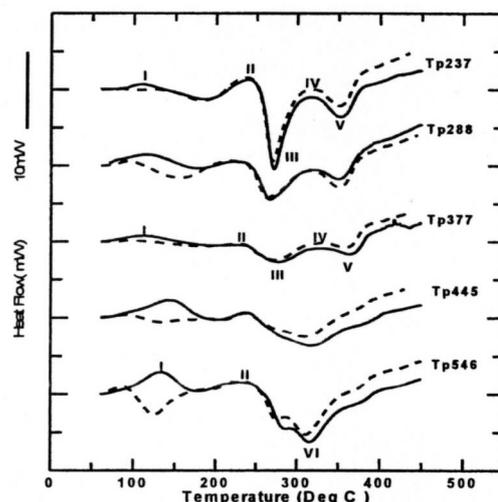


圖 4 2091 鋁合金模擬銲接熱影響區經 7 天及 30 天自然時效之 DSC 掃描結果（虛線 7 天自然時效，實線 30 天自然時效）

4.2 2091-T3 鋁合金銲接熱影響區之微硬度量測

圖 5 表示 Gleeble 模擬銲接熱影響區各區域經 7 天及 30 天時效之硬度。比較圖 4 及圖 5 可知道，經 30 天自然時效形成峰值 I 可使硬度增加，形成量愈多硬度回升愈多。在 Tp237 區域由於 GP zones 及部分 δ' 相之溶解使硬度下降。在 Tp288 區域雖然有 GP zones 及部分 δ' 相之溶解，但產生 S' 相故使硬度值與 T3 母材相當。在 Tp377 區域 GP zones 及 δ' 相幾乎完全溶解，但產生大量 S' 相，故硬度值僅略低於 Tp288 區域。在 Tp445 區域 GP zones 及 δ' 相幾乎完全溶解，且 S' 相形成後再溶解，經 7 天自然時效擁有最低硬度，經 30 天自然時效峰值 I 析出較多故硬度亦恢復較多。在 Tp546 區域 GP zones 及 δ' 相幾乎完全溶解，且 S' 相形成後再大量溶解。 δ' 相在銲接冷卻過程再度形成。此區域已接近完全固溶，銲接峰值溫度較高， δ' 相較易析出，故

硬度略高於 Tp445 區域。經 30 天自然時效 GP zones 大量析出故硬度大為恢復。2091-T3 銲接強度衰退可分為兩個區域:在 Tp237 區域為 GP zones 及 A 相之溶解。在 Tp445 區域，銲接加熱過程使 GP zones 和 δ' 相溶解及 S' 相形成後再溶解，銲接冷卻過程僅有少量 δ' 相之形成僅對硬度提供少量貢獻。

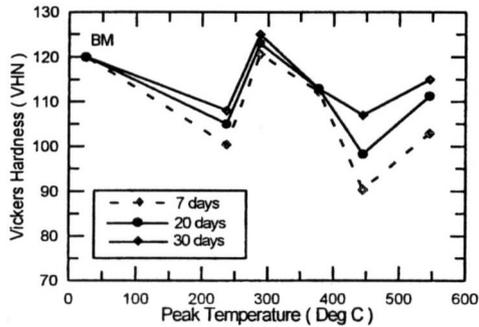


圖 5 2091 鋁合金模擬銲接熱影響區經 7 天，20 天及 30 天自然時效之微硬度

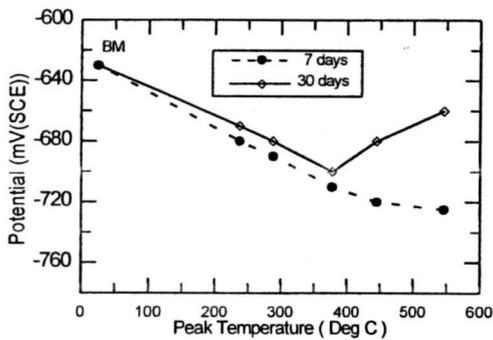


圖 6 2091 鋁合金模擬銲接熱影響區之孔

4.3 2091-T3 鋁合金銲接熱影響區之腐蝕特性

各個區域之孔蝕電位如圖 6 所示。而經 7 天自然時效，孔蝕電位仍隨著銲接峰值溫度上升而下降。De Jong 和 Martens[11] 研究快速固化 Al-Cu-Mg-Li 合金，發現孔蝕電位隨著 Li 之增加而下降。當 GP zones 和 δ'

相溶解，基地(Matrix)中 Li 含量增加使得孔蝕 T3 母材擁有較多 GP zones 和 δ' 相，基地中 Li 含量較少所以擁有較高孔蝕電位。在 Tp546 區域，已接近固溶，GP zones 和 δ' 相溶解，基地中含有較高之 Li 含量故孔蝕電位較低。將 Gleeble 模擬熱影響區之各區域，經 7 天及 30 天自然時效試片進行孔蝕電位量測綜整如圖 7。在 Tp237 區域，GP zones 和 δ' 相溶解使擊孔蝕位下降。在 Tp288 及 Tp377 區域，雖有 S' 相形成但對孔蝕電位影響不大。最主要仍在於 GP Zone 和 δ' 相之溶解。在 Tp445 及 Tp546 區域，經 7 天自然時效孔蝕電位仍低。經 30 天自然時效，GP zones(峰值 I)大量形成，孔蝕電位大幅升。

比較圖 4 及圖 6，我們可發現銲接熱影響區孔蝕電位之變化，主要因素為基地中 Li 含量之改變。GP zones 和 δ' 相之形成導致基地中 Li 含量降低。在 Tp377 區域，經 30 天自然時效擁有最少之 GP Zone 和 δ' 相擁有最低之孔蝕電位。

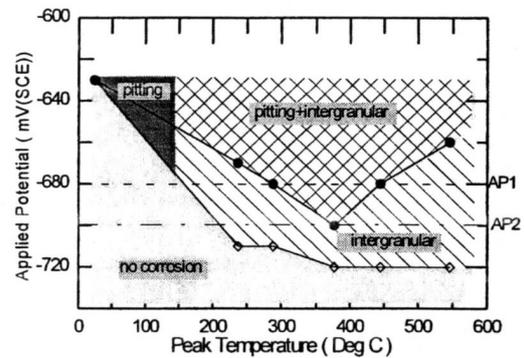


圖 7 定電位下母材及熱影響區之峰值溫度對腐蝕型態之變化

圖 7 顯示施加定電位下母材與熱影響區之峰值溫度對腐蝕形態之變化。當施加之定電位大於母材之孔蝕

電位(-630mV(SCE))，則由母材之孔蝕轉換為熱影響區之沿晶腐蝕加孔蝕。當施加之定電位為-680mV(SCE)，則由母材之無腐蝕轉換為熱影響區之沿晶腐蝕加孔蝕再轉換為沿晶腐蝕。當施加之定電位為-710mV(SCE)，則由母材之無腐蝕轉換為熱影響區之沿晶腐蝕。

2091 鋁合金 δ' 相之形成在銲接冷卻過程即產生， δ' 相之析出量隨著銲接峰值溫度之升高而增加。而 GP zones 隨著常溫時效而增長。銲接熱影響區強度降低之原因；在峰值溫度 237°C 為 GP zones 及 δ' 相之溶解，在峰值溫度 445°C 為 GP zones 及 δ' 相之溶解及 S' 相形成後再溶解，且在冷卻過程僅少量析出 δ' 相。銲接熱影響區孔蝕電位之變化主要因素為基地中 Li 含量之改變。GP zones 及 δ' 相溶解使基地中 Li 含量增加，孔蝕電位下降。經 30 天自然時效，在峰值溫度為 377°C 區域擁有最低之 GP zones 及 δ' 相，有最低之孔蝕電位。銲接熱影響區產生沿晶剝離腐蝕之主要原因為銲接加熱過程產生 T₂ 相，形成於晶界。峰值溫度愈高 T₂ 相析出愈多剝離腐蝕愈嚴重。

參考資料

1. D.J.Lloyd and M.C.Chaturvedi,"A Calorimetric Study of Aluminum Alloy AA-7075",J.Mater.Sci,17,pp.1819-1825, 1982 .
2. J.K.Park and A.J.Ardell , Metall. Trans. 14A ,pp.1843,1983.
- 3.J.K.Park and A.J.Ardell , "Correlation between Microstructure and Calorimetric Behavior of Aluminum Alloy 7075 and Al-Zn-Mg in Various Tempers",Mater.Sci.Eng,A114,pp.197

-203,1989 .

- 4.J.K.Park and A.J.Ardell , "Precipitate Microstructure of Peak-Aged 7075 Al" , Scripta Metallurgia , 22,pp.1115-1119 , 1988 .
- 5.M.Talianker and B.Cina, Metall.Trans.,20a , pp.2087,1989 .
- 6.F.Habiby,A.Ulhaq,F.H.Hashmi and A.Q.Khan,Metall.Trans.,18a,pp.350,1987 .
- 7.J.M.Papazian,"Differential Scanning Calorimetry Evaluation of Retrogressed and Re-aged Microstructures in Aluminum Alloy 7075",Materials Science and Engineering,79,pp.97-104,1986 .
- 8.A.K.Mukhopadhyay,C.N.J.Tite,H.M.Fowler,P.J.Gregson and F.Sale,"Thermal Analysis Study of the Precipitation Reactions in Al-Li-Cu-Mg-ZrAlloys",C3,48,pp.439-453,1987 .
- 9.J.M.Papazian,C.Sigli and J.M.Sanchez,"New Evidence for GP Zones in Binary Al-Li Alloys",Scripta Metall.,20,pp.201-206,1986.
- 10.R.Notateand G.Nakai,Trans.J . L . M. 18 , pp.679,1977 .
- 11.H.F.De Jong and J.H.M.Martens , Aluminum,6l,pp.416,1985 .