

行政院國家科學委員會專題研究計畫 成果報告

高強度鋁合金銲接熱影響區之特性研究

計畫類別：個別型計畫

計畫編號：NSC91-2216-E-009-024-

執行期間：91年08月01日至92年07月31日

執行單位：國立交通大學機械工程研究所

計畫主持人：周長彬

報告類型：精簡報告

處理方式：本計畫可公開查詢

中 華 民 國 92 年 10 月 30 日

行政院國家科學委員會補助專題研究計畫成果報告

高強度鋁合金鐸接熱影響區之特性研究

計畫類別： 個別型計畫 整合型計畫
計畫編號：NSC 91 - 2216 - E - 009 - 024
執行期間：91年08月01日至92年07月31日

計畫主持人：周長彬 教授
計畫參與人員：蔡曜隆

本成果報告包括以下應繳交之附件：
赴國外出差或研習心得報告一份
 赴大陸地區出差或研習心得報告一份
出席國際學術會議心得報告及發表之論文各一份
國際合作研究計畫國外研究報告書一份

執行單位：國立交通大學機械工程學系

中華民國 92 年 9 月 30 日

行政院國家科學委員會補助專題研究計畫成果報告

高強度鋁合金銲接熱影響區之特性研究

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

計畫編號：NSC 91-2216-E-009-024

執行期限：91年08月01日至92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：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 1500 來模擬 2091 及 2219 兩鋁合金之銲接熱影響區，利用熱延性試驗來探討其高溫特性。試驗結果顯示 2091 鋁合金在高溫具有較低之延性，較高之熱裂敏感性。而 2091 鋁合金之滾壓軸向及橫向之熱延性並無明顯之差異。由於 2091 有鋰元素，在高溫容易在晶界形成 $T_2(Al_6CuLi_3)$ 相，使之產生不平衡共晶融解造成晶界液化。利用電子顯微鏡觀察，發現 2091 鋁合金在熱扭伸試驗中，隨著延性之降低，拉伸破裂模式由延性穿晶轉為脆性延晶。

關鍵詞：鋁合金 2091、鋁合金 2219、銲接熱影響區、熱延性測試

Abstract

High-strengthened aluminum alloy plays an important role in the aerospace industry recently owing to their high strength and low density. The heat-affected zone (HAZ) is an important part of the weldment, because any thermal cycle will affect the precipitation behavior in that region. The microstructure, hot ductility, tensile strength, and corrosion resistance can be affected by the thermal cycle during welding fabrication. This project was the third year studies of the planned three-year long term project. It included the hot ductility testing of aluminum alloys 2091 and 2219 using Gleeble HAZ Simulation tester, microstructural examination, and SEM examination. The experimental results indicated that 2219 has a better hot

ductility and lower hot cracking sensitivity than that of 2091. One of the possible reason is the precipitation of $T_2(Al_6CuLi_3)$ at high temperature.

Keywords : Aluminum alloys 2091 and 2219, Heat-affected zone, Hot ductility, Hot cracking sensitivity

二、計劃緣由與目的

鋁鋰合金自 1920 年代即開始發展。由於含有鋰元素，比一般傳統鋁合金具有更低之密度及更高之彈性係數。當合金中加入鋰(Li)元素，每增加一重量百分比之鋰，則可降低約 3%之密度，增加約 6%之彈性係數⁽¹⁾。最近，隨著航空工業之發展，高酬載之需求使得鋁鋰合金再度受到重視。但由於鋰會降低合金之韌性(Thoughness)及延性(Ductility)，故有不同特性之鋁鋰合金被陸續發展出來。2091 鋁鋰合金主要析出相為 $\gamma'(Al_3Li)$ ， $S'(Al_2CuMg)$ 及 (Al_6CuLi_3) 相⁽²⁾。主要之強化相為 γ' 相及 S' 相^(1,3)。 T_2 相對強度之效用很小⁽¹⁾，能在晶粒及晶界析出⁽⁴⁾。當在晶界析出能產生析出缺乏區，增加應力腐蝕之敏感性⁽⁴⁾。2091 為中強度鋁合金，比 2024-T3 低 8%之密度，高 7%之彈性係數。2219 鋁合金係針對改良 2000 系列之高溫性質而研發，熱裂傾向低，具有良好之銲接性。本文比較兩者之高溫銲接熱裂敏感性，並探討 2091 鋁合金高溫銲接熱裂產生之原因。

三、實驗方法

本文使用商用2.5mm厚之2091-T3鋁鎳合金及3.0mm厚之2219-T31作為研究對象，其分析之化學組成如表1。使用鎢電極電弧銲接（GTAW），熱輸入量為610J/mm。所量測之最高峰值溫度為546，其熱循環如圖1所示。

本研究使用Gleeble Model 1500來進行熱延性測試及零強度試驗。零強度溫度之測試，係先將試片施加一微小之力量(5kg)，再將試片加熱至比預期之零強度溫度略低之溫度(590)，然後以每秒鐘1之溫升加熱，直至試片斷裂，並記錄斷裂之溫度，此為零強度溫度。零強度溫度決定後，進行熱延性測試，將試片沿著所量測之熱循環加熱至所需之峰值溫度，以5cm/sec之扭伸速率在加熱和冷卻之過程中進行拉伸試驗並記錄斷面收縮率(Reduction in Area)。在本文中，進行兩個熱循環之熱延性測試，一個為加熱至趨近於零強度溫度(610)，另一個為加熱至略高於零延性溫度(560)，如圖1所示。

將拉斷之試片進行顯微組織之觀察。取拉斷試片之破斷面進行SEM觀察，並取拉斷試片之拉伸軸向截面進行背散電子影像(Backscattered Electron Images)分析及EDX分析。背散電子影像分析僅將試片研磨拋光。

四、結果與討論

零強度溫度之試驗結果顯示2219-T31之平均零強度溫度為618，2091-T3之平均零強度溫度為615。2091之熔點為560-670，由此推斷在零強度溫度可能已有部分熔解。

2219-T31及2091-T3之熱延性測試結果如圖2所示。2219鋁合金之熱延性，在500最高，有90%延性。過了500延性急遽下降，到了545延性降為零。此溫度為零延性溫度。自610冷卻，在530延性大約恢復10%，在480延性恢復為82%。自大於零延性之溫度冷卻，延性恢復超過5%之溫度定義為延性恢復溫度(Ductility Recovery Temperature, DRT)，2219鋁合金之延性恢復溫度為530。當冷卻繼續進

行，延性略低於加熱時同溫度之延性。2091鋁合金在450有最大之延性70%，過了450延性急遽下降，到了540延性降為零。自610冷卻，在470延性恢復約5%，此溫度為2091之延性恢復溫度。在400延性恢復為35%，當冷卻繼續進行，延性維持在30-35%之間。經過610之峰值溫度後在冷卻過程中，2091鋁合金具有較低之延性恢復溫度，且喪失了大部分之延性。因此在銲接過程2091鋁合金較2219鋁合金容易產生熱裂。

比較經過610峰值溫度之熱循環，2091橫向及縱向之熱延性，如圖3所示。在升溫過程中，均在450有最大延性，然後延性劇降。在升溫之過程中，縱向比橫向具有較佳之延性。在冷卻過程兩者之差異不大。

圖4比較2091鋁合金縱向試片，經峰值溫度610及560之熱延性。兩者延性之差異非常大。加熱至560之試片，在冷卻至370時恢復與加熱溫度相同之延性。但加熱至610之試片，在冷卻過程中延性無法恢復。此代表經較高峰值溫度熱循環愈有可能產生熱裂。圖5比較經峰值溫度610及560之熱循環，2091鋁合金橫向試片之熱延性。其延性之差異亦和縱向試片一樣。經峰值溫度560之熱循環具有較佳之延性恢復，在冷卻至370時恢復與加熱溫度相同之延性。經峰值溫度610之熱循環，在冷卻過程中延性無法恢復加熱溫度相同之延性。

圖6顯示2091縱向試片經加熱至610之SEM破斷面。加熱至450亦即延性最高溫度，由破斷面觀察(圖6(a))可看出為延性穿晶(Transgranular)破裂。加熱至500，亦即延性劇降區域，被斷面觀察可看出為半穿晶(Semi-Transgranular)及半延晶(Semi-Intergranular)之顯微結構如圖6(b)所示。加熱至540，亦即在零延性溫度，由SEM破斷面觀察可看出幾乎為脆性(Brittle)之延晶(Intergranular)破裂如圖6(c)。加熱至610，此為接近零強度溫度，SEM破斷面觀察可看出為完全脆性延晶破裂如圖6(d)。加熱至610後再冷卻至480之SEM破斷面觀察，如圖6(e)

可看出為半穿品及半延晶之顯微結構。加熱至610 後再冷卻至400 ，此溫度為最大延性恢復溫度，由SEM破斷面觀察可看出為穿晶顯微結構，如圖6(f)。

取 209-T3 橫向拉斷試片之軸向截面，利用背散電子影像掃描接近斷裂區域，如圖 7 所示。白色亮點或線表示含 Cu 成分，灰色基地表示 Al，黑色表示裂紋或孔穴 (Cavities)，黑色區域用 EDX 分析仍與灰色基地之成分相同，代表探測到裂紋或孔穴內之成分。用 EDX 分析白色亮點，含 Cu 比例為 22 % 及少量的 Mg，剩餘為 Al，此析出物應為 T_2 相。圖 7(a) 為加熱至 540 拉斷試片之軸向截面背散電子影像掃描，在晶界有許多 T_2 相析出物但沒有裂紋。圖 7(b) 為加熱至 540 拉斷試片之軸向截面背散電子影像掃描，在晶界上有許多裂縫甚至出現在晶粒內此乃由於 T_2 相之融解。圖 7(c) 為加熱 610 再冷卻至 480 拉斷試片之軸向截面背散電子影像掃描，我們可看到 T_2 相在晶界聚集，且 T_2 相在晶界熔解而產生黑色裂紋。圖 7(d) 為加熱 610 再冷卻至 400 拉斷試片之軸向截面背散電子影像掃描；晶粒內之白色亮點消失，而在晶界仍有 T_2 相聚集，且晶界之裂紋消失僅剩孔穴 (Cavities)。此表示存在晶界之 T_2 相在加熱過程不完全融解或在冷卻過程不能完全恢復而遺留孔穴，此可能為冷卻過程延性無法完全恢復之原因。E. A. Starke, Jr. 等人"研究 Al-2.46 Li-2.04 Cu-0.96 Mg 之延晶破裂行為，發現快速升溫至 545

以上之溫度之固溶處理會產生晶界析出相之不平衡共晶融解。此為延晶破裂之原因。銲接過程亦為快速加熱現象。本文中，在 540 溫度破裂模式由穿晶轉換為延晶。2091 合金之 T_2 相在峰值時效及過時效處理經常在粒內及晶界上看到^(4,6)。Papazian⁽⁷⁾ 使用微差掃描卡計 (Differential Scanning Calorimetry) 來研究 2091 合金之析出行為，發現在 350 有大量 T_2 相析出。Cassada 等人⁽⁸⁾ 研究 2090 系列合金，指出 T_2 相在 170-520 溫度為穩定之析出物。由本文之觀察，我們推論為：2091 合金在高溫時 T_2 相在晶界析出，產生不平衡共晶融解導致晶界液化而產生熱裂。

五、結論

- (1) 2091 鋁合金比 2219 鋁合金有不良之熱延性，有較高之熱裂敏感性。在冷卻之過程中 2091 延性恢復較慢，加熱至零強度溫度後冷卻，延性不能完全恢復。
- (2) 2091 鋁合金之滾壓軸向與橫向之熱延性差異不大。
- (3) 2091 鋁合金之零延性溫度為 540 ，在此溫度由穿晶轉換為延晶破裂。
- (4) 2091 鋁合金延性喪失之原因為 T_2 相在晶界聚集，產生不平衡共晶融解，導致晶界液化。在冷卻過程， T_2 相無法完全恢復而遺留孔穴。
- (5) 使用 NST 比使用 NDT 作為熱循環之峰值溫度較能測出 2091-T3 之高溫熱裂敏感性。

參考文獻

- (1) A.K.Noor,S.L.enneri . 'Flight-Vehicle Materials , Structures , and Dynamics Assessment and Future Directions' , Vol 2,118-160;1994,New York, ASME.
- (2) P. Sainfort and B. Dubost, J. De Physique, 1987, Colloque C3, 48 , 407- 413.
- (3) Niinomi,Mitsuo;Kobayashi,Toshiro;Yamada, Hiroki; Irisa , Toru; Hagiwara, Takuzo ; Sakamoto , Toshimasa , Journal of Japan Institute of Light Metals, 1995,45,127-132.
- (4) Geng Hongbin, Li Reshun, Scripta Metallurgica et Materialia, 31, 10,1994, 1431-1436.
- (5) P. Bourgasser, J. A. Wert, E. A.Starke, Jr., Materials Science and Technology,5, 1989, 1102-1108.

- (6) Ph. Meyer and B. Dubost, 'Aluminum-lithium Alloys III', C.Baker, P. J. Gregson, S. J. Harris and C. J. Peel, eds., Institute of Metals, 1986, 37-46.
- (7) J. M. Papazian, in: 'Thermal analysis in metallurgy', (ed. Robert D. Shull and A. Joshi), 2 59-278; 1992, Pennsylvania, TMS.
- (8) W. A. Cassada, G. J. Shiflet and E. A. Starke, Jr., in: 'Aluminum Alloys, Their physical and mechanical properties', vol II, (ed. E. A. Starke, Jr., and T. H. Sanders, Jr.), 695-710; 1986, EMAS, Warley, England.

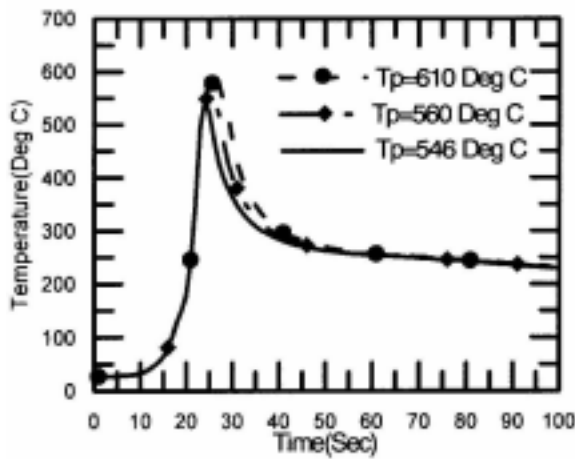


圖 1 量測及加熱之溫度循環

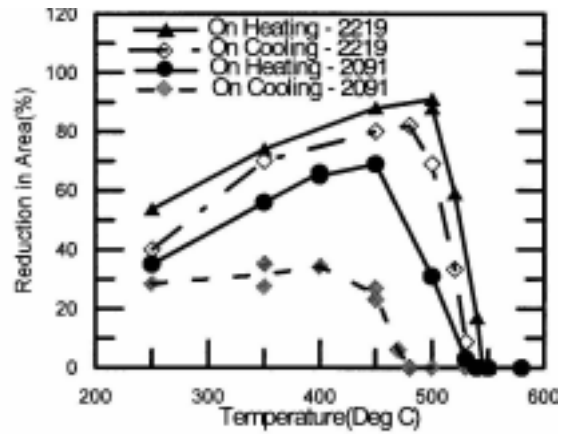


圖 2 2219 及 2091 鋁合金之熱延性

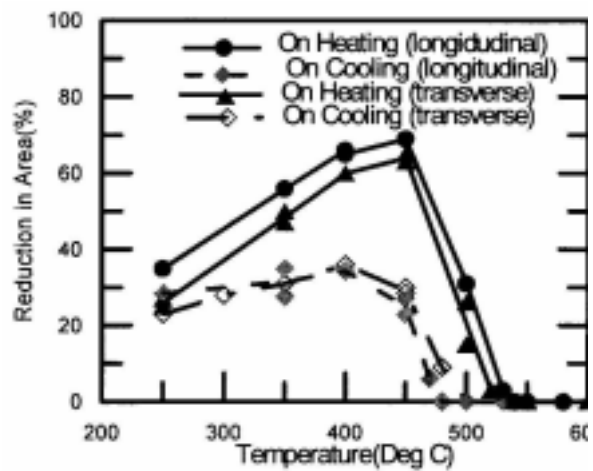


圖 3 2019 橫向及縱向之熱延性

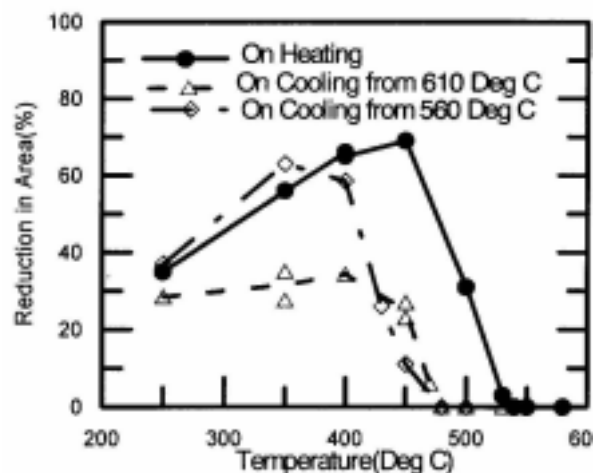


圖 4 2091 鋁合金不同峰值溫度之熱延性

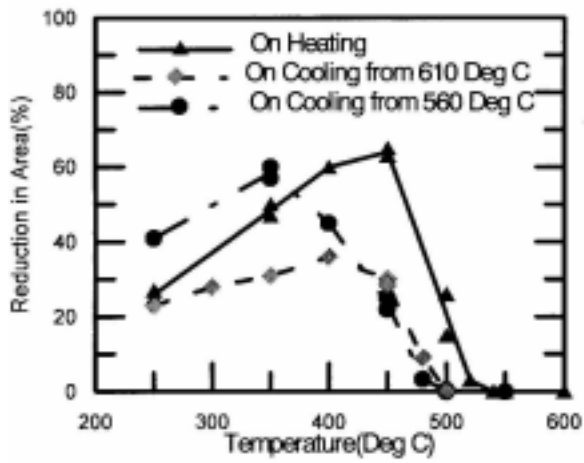
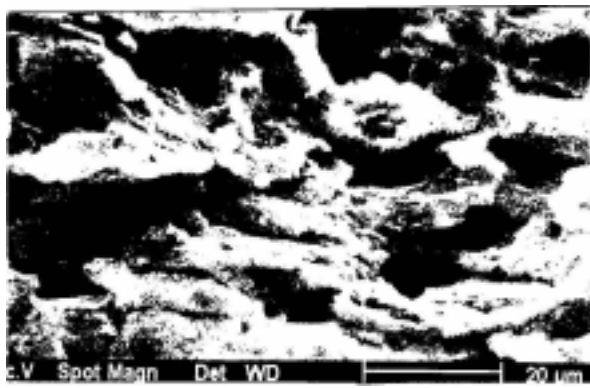


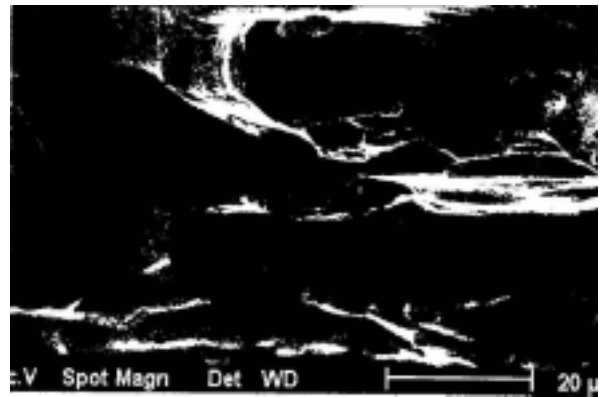
圖 5 2091 合金橫向不同峰值溫度之熱延性



(d)



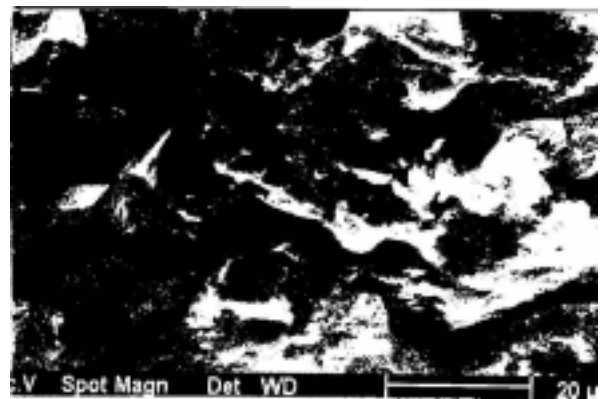
(a)



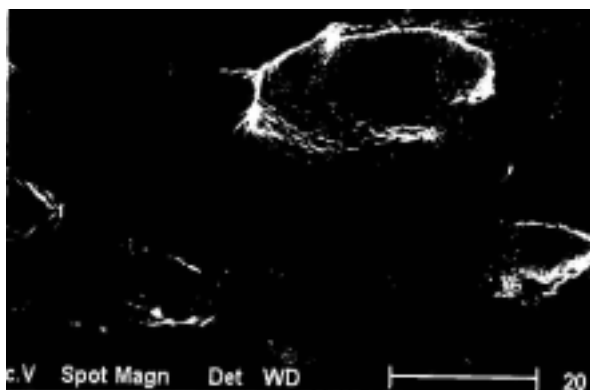
(e)



(b)



(f)

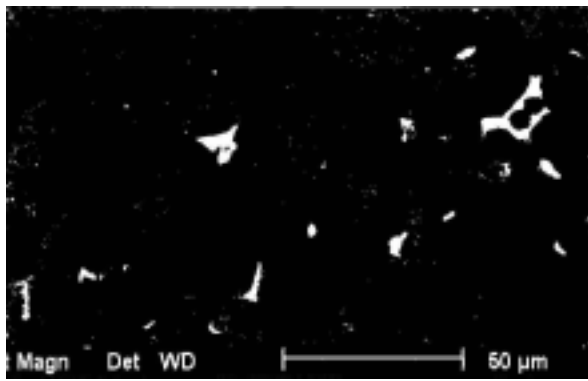


(c)

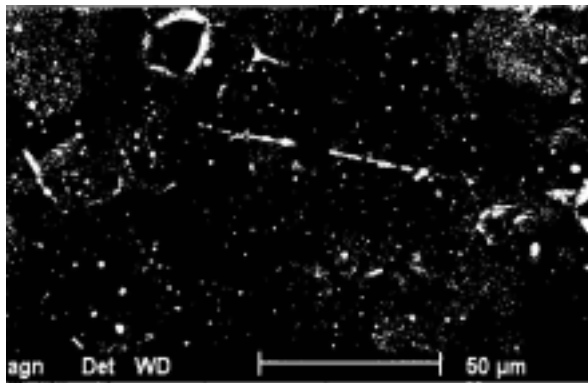
圖 6 2091 鋁合金之 SEM 破斷面顯微組織

表 1 2091 及 2219 鋁合金之化學組成 wt%

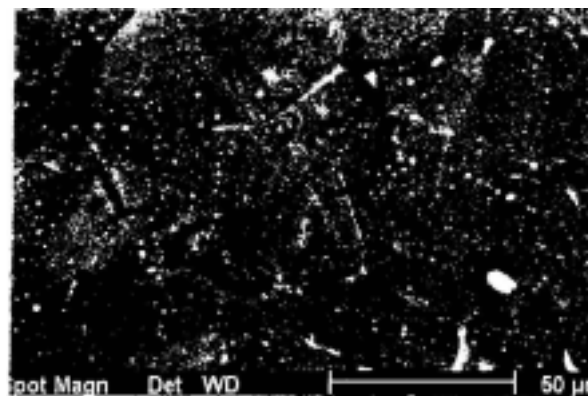
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Li	Zr	Al
AA2091	---	0.04	2.12	0.1	1.61	0.1	0.25	0.02	2.3	0.08	rem
AA2219	0.2	0.3	6.3	0.2	0.02	---	0.1	0.1	---	---	rem



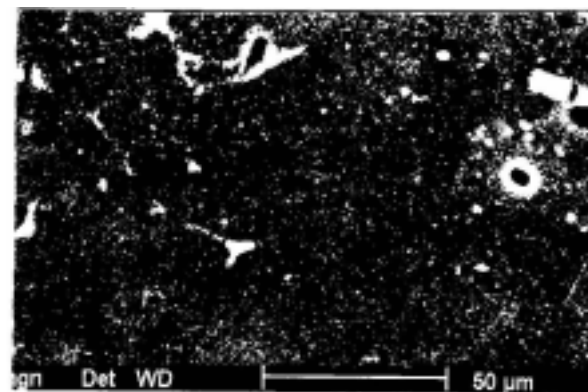
(a)



(b)



(c)



(d)

圖 7 2091 合金之背散電子影像

