

行政院國家科學委員會九十年度研究計畫成果期中報告

碳化矽強化鋁基複材高溫疲勞性質探討(2/2)

計畫編號：NSC 90-2212-E-002-031

執行時間：90年8月1日至91年7月31日

主持人：單秋成 計畫參與人員：黃志成，蔡賜慶

國立台灣大學機械研究所

一 摘要

本計畫研究碳化矽顆粒強化 6061 鋁基複材 (AMMC) 之高溫疲勞性質，藉由掃描式與穿透式電子顯微鏡觀察微結構之變化與破斷面之特徵來瞭解強化相之體積分率、顆粒大小、T4 和 T6 時效處理對該材料的疲勞破壞機制的影響。AMMC 複材之金屬基地與陶瓷強化相間之熱膨脹係數差異達八倍，造成強化相與基材間出現複雜之局部應力/變形，除造成金屬基材微結構及機械性質變化外，尚可能進而影響裂縫生長形成偏折，裂縫封閉現象改變等影響材料抗疲勞破壞能力的現象。而且隨著試驗溫度之提高與試驗時間之加長，鋁基材中之晶界與強化相顆粒介面附近皆會產生析出相缺乏區 (PFZ)，將會造成破裂路徑之改變，此些因素將對裂縫生長速率與疲勞破斷面特徵有很大之影響。

關鍵詞：鋁基複合材料，高溫疲勞裂縫生長，裂縫封閉，析出相缺乏區。

二 緣由與目的

鋁合金質輕，抗腐蝕能力佳，主要缺點為在高溫下容易喪失強度[1]，為改善鋁合金高溫的性質，遂有添加適量價格便宜及高穩定的陶瓷顆粒如碳化矽 (SiC)，製成鋁基複合材料 (AMMC)，可提高鋁合金的強度、楊氏模數、耐磨耗性、並提高使用溫度[2~3]，如此便可以得到耐高溫、具優良

導熱性、耐磨耗、高比勁度、高比強度的材料，這些改善增加了鋁系材料在國防工業、航太結構等之使用潛力。在 AMMC 相關的工程應用中，週期性的負荷及溫度變化是無法避免的。所以了解其在高溫[4~5]、室溫及低溫下抵抗週期變形及疲勞破裂之性質對於此材料在工程應用上是很重要的。

影響顆粒強化之金屬基複合材料機械性質的因素有很多，包括金屬基地之晶界、析出物形相；顆粒強化相之大小、體積分率、分佈均勻性與長徑比；和金屬基地與顆粒強化相之介面的反應層、偏析現象[6]。而在疲勞之破壞過程中，會因為顆粒大小、基地強度、強化相與基地之介面鍵結強度好壞及受力大小不同，其裂縫生長路徑有所不同[7-8]。

因此本計畫擬針對強化相的尺寸大小、添加量等因素在高/低溫疲勞裂縫試驗中做一有系統、深入之探討，以求瞭解各狀況下相關的破壞機制，並從破斷面之 BSE 成像灰階圖片來探討平面應力與平面應變區域之裂縫閉合之現象，並研究裂縫封閉對裂縫生長之影響。

三 高溫拉伸與疲勞裂縫生長實驗

高溫拉伸實驗分別在與時效溫度相當之 150°C、大於時效溫度之 200°C 與大於析出相β' 形成溫度之 300°C 進行試片之拉伸試驗，高溫拉伸試片皆經 T6 時效處理，測試時升溫速率約為 5°C/min，達到試驗溫度後，持溫 30min 使試片得到均溫之要求再進行加載試驗，加載過程為行程控制模式，拉伸應變速率約為 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。

為了降低高溫疲勞試驗下之時間效應，本疲勞試驗選用較高溫之 150⁰C、200⁰C、250⁰C 與 300⁰C 為材料之高溫實驗溫度。疲勞裂縫生長 CT 試片皆經 T6 時效處理，包括裂縫生長方向垂直擠製方向之 L-T 型和裂縫生長方向平行擠製方向之 T-L 型兩種，以固定之外力反覆加載於試片使裂縫長度延伸，直到試片斷裂為止。

四 結果與討論

(1) 鋁合金之高溫拉伸強度試驗

針對滾軋鍛造與粉末燒結擠製鋁合金在 150⁰C、200⁰C 及 300⁰C 時高溫之拉伸機械性質做一有系統、深入之探討。圖 1 所示為鋁合金在不同溫度之應力應變曲線，材料之降伏強度與抗拉強度皆隨試驗溫度之增加而降低，而材料之伸長率則隨試驗溫度之增加而提升，但在 300⁰C 伸長率則低於 200⁰C 之值，可見 300⁰C 高溫對於此材料來說，除大幅降低材料之降伏強度與抗拉強度外，同時也使伸長率由原先增加趨勢轉變成減少。

導致此結果可能為 300⁰C 時鋁基材中明顯之時效析出強化相之大小及分佈密度(圖 2)，多數為較大非整合長棒狀或板狀β'析出相與微量之較小桿狀半整合之β''析出相，晶粒內氧化物雜質與 FeSiAl 相之附近有明顯之 PFZ 區域，晶界上有更寬大之 PFZ。圖 3 比較析出相隨溫度之變化:在 160⁰C T6 時效只有微小點狀之整合之β''析出強化相，到達 200⁰C 時已成長粗化為長度約為 50-100 nm 針狀之析出強化相與少量之半整合棒狀析出相，在 300⁰C 高溫時析出強化相幾乎都已粗化成長度約為 500-750 nm 棒狀或板狀β'析出相。

(2) PM 之高溫疲勞裂縫生長實驗

圖 4 比較粉末冶金鋁合金在 200⁰C、250⁰C 及 300⁰C 高溫之疲勞裂縫生長，LT 與 TL 型態試片之抗疲勞性質隨著試驗溫度之增加而呈現降低趨勢。在相同溫度下 LT 之抗疲勞性質略優於 TL，這種情況維持到裂縫生長速率在 da/dN = 10⁻⁴ mm/cycle 附近，超過此值，隨著應力強度因子幅

ΔK 之增加，LT 優於 TL 型態試片之抗疲勞性質也愈明顯。這可歸因於前者有較大之裂縫封閉現象，尤其是在 Paris law 的後半段更有顯著差異。

圖 5 為疲勞裂縫破斷面之二次電子(SE)和背向散射電子(BSE)之對應照片，可明顯看出平面應力區域有較多之接觸特徵，因為氧化鋁之相當原子量低於鋁合金，故背向散射電子之能力較低，所以呈現比較灰階之圖像。上下破斷面之表面接觸封閉摩擦，將產生氧化鋁化合物，接觸封閉愈多之區域其氧化鋁含量也將愈多，圖 6 為利用 EDAX 掃瞄來估計氧原子之含量比較，300⁰C 之破斷面掃瞄結果，可看出隨著ΔK 之增加其裂縫封閉現象變化之結果。

(3) 10%-SiC-MMC 之高溫疲勞實驗

圖 7 比較含 10%-SiC 之複材在 150、200、250 及 300⁰C 高溫之疲勞裂縫生長結果，此材料的抗疲勞性質也隨著溫度增加而呈降低趨勢，材料之斷裂韌性也隨著溫度之提高而降低。

巨觀之疲勞破斷表面之比較如圖 8，在後半區域較大ΔK 作用下，破斷表面有變化劇烈之凹凸特徵。因為作用溫度高低與時間之長短皆將對鋁基材中之析出相造成影響，隨著溫度提高與時間之增長，將使基材中之析出相成長粗化、析出相密度降低、晶界附近產生 PFZ、顆粒強化相與鋁基地之介面附近也會產生 PFZ 現象，這些都將導致材料軟化與劣化，造成破壞機制之改變。

(4) 20%-SiC-MMC 之高溫疲勞試驗

圖 9 比較 20%-SiC 之複合材料在 150、200、250 及 300⁰C 之疲勞裂縫生長，此材料的抗疲勞性質也相同於先前之 0%和 10%-SiC 之複合材料，隨著試驗溫度之增加其抗疲勞性呈現降低趨勢，斷裂韌性也隨著溫度之提高有降低之變化。

因為作用溫度與時間造成析出相之成長，導致鋁基材加速劣化，晶界產生 PFZ 造成沿晶微裂紋，強化相顆粒與鋁基材介面產生 PFZ 造成顆粒脫離之特徵，造成其與室溫破斷面有不同之破壞機制，圖 10、11 和 12 分別為 250⁰C、250⁰C、300⁰C 之疲勞裂縫破斷面。兩疲勞破斷面之接觸將造成

封閉現象，在漩渦孔洞處 fretting 將導致有 Al_2O_3 顆粒之特徵，溫度愈高或 fretting 愈嚴重，將使 Al_2O_3 顆粒有更近似橢圓球形之外觀。

(5) 0%, 10%, 20%-SiC-MMC 之比較

添加碳化矽於 6061 鋁合金中可以提高材料之抗拉強度、彈性係數，但卻降低其延伸率及斷裂韌性，隨著體積比之增加有更明顯之變化。在疲勞試驗中也有相同之趨勢，在低 ΔK 負載時，強化材之體積比較多者有較佳之抗疲勞性質；而在高 ΔK 時，強化材之體積比率較多者有較低斷裂韌性及抗疲勞性質。如圖 13 所示 250°C 時，20%之 MMC 在前半段之曲線顯示較佳之抗疲勞性質，而 0%之材料在後半段之曲線則有較佳之抗疲勞性質。

五 參考文獻

C. H. Wells, Fatigue and Micro-structure, 1978 ASM Materials Science Seminar, pp.307-333

D. J. Lloyd, Int. Mate. Rev., Vol.39, No.1, pp.1-23 (1994)

S. V. Nair, J. K. Tien and R.C. Bates, Int.Mater.Rev., V.30, No.6, pp. 275-290 (1985)

T. S. Srivatsam, Int. J. Fatigue, Vol. 21, pp. 557-569 (1999)

T. S. Srivatsam, S. Anand, and N. Narendra, J. Mater. Engng. & Perf., Vol. 6, pp. 187-198(1997)

T. S. Srivatsan, Int. J. Fatigue, Vol.14, No.3, pp. 173-182 (1992)

T. S. Srivatsan and R. Auradkar, Int. J. Fatigue, Vol.14, No.6, pp.355-366 (1992)

Suzuki, Hideto; Nishino, Soichiro; Yokota, Masaji, Trans. Japan Soc. Mech. Engrs., Part A V62 n596 Apr 1996 pp. 972-977

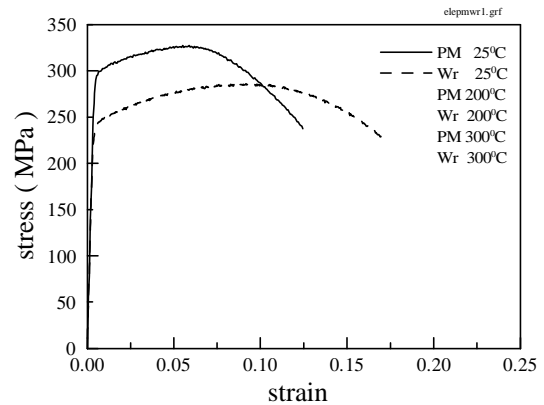


Fig 1: Stress-Strain curves of PM and wrought 6061 Al alloys at 25°C, 200°C and 300°C.

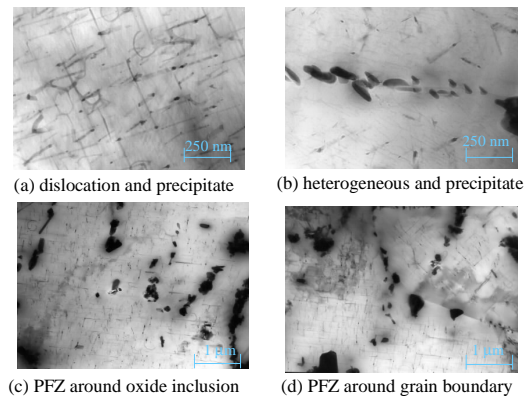


Fig 2: TEM micrographs of the extruded PM 6061 Al alloy at 300°C-1hr.

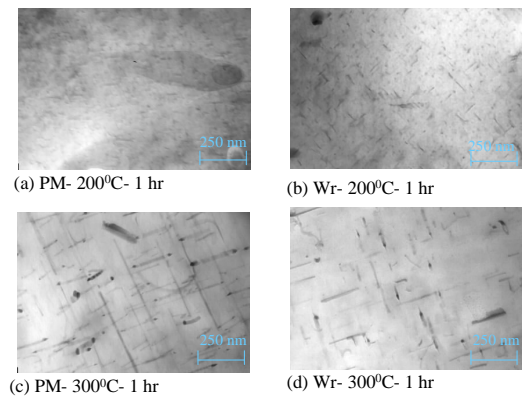


Fig 3: Comparison of the precipitates of the extruded PM and rolled wrought 6061 Al alloys at 200°C, 300°C-1hr.

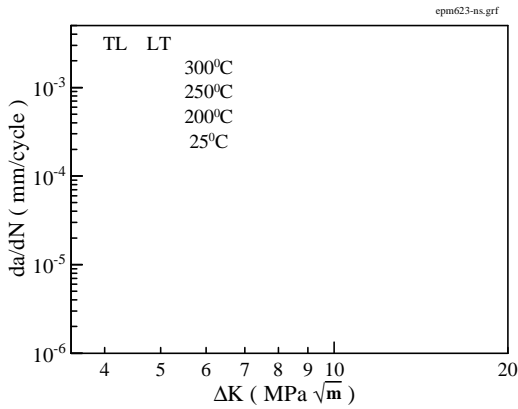


Fig 4: Comparison of Paris law of LT and TL types of extruded PM 6061 Al alloy at 25⁰C, 200⁰C, 250⁰C, 300⁰C condition.

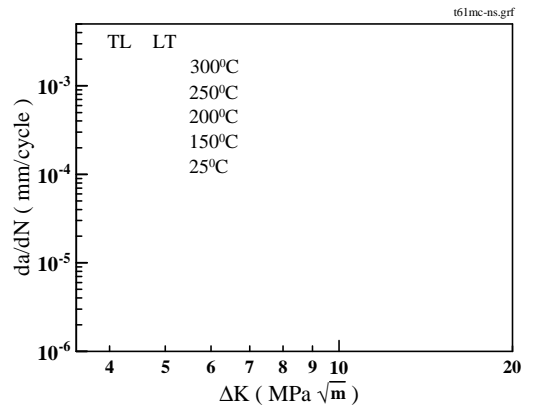


Fig 7: Comparison of Paris law of LT and TL types of 10%-SiC-MMC at 25⁰C, 150⁰C, 200⁰C, 250⁰C, 300⁰C condition.

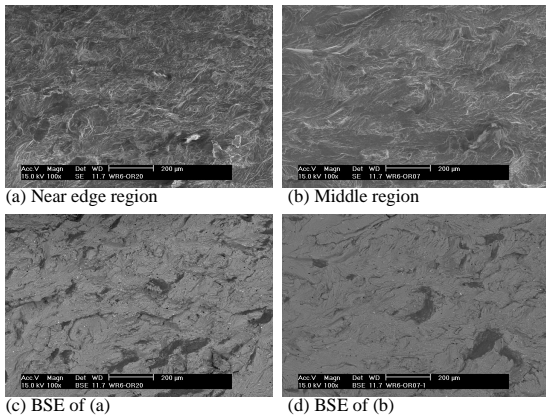


Fig 5: Contact morphology of the fractured surface on middle and near edge region of wrought 6061 Al alloy.

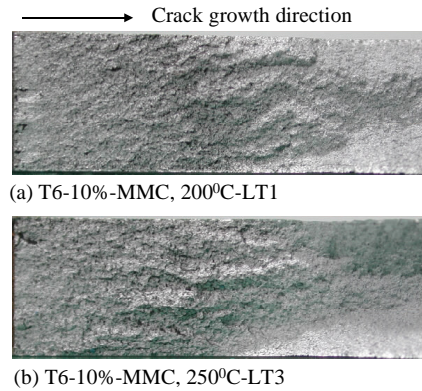


Fig. 8: Morphology of the fatigue fractured surface of the 10%-SiC MMC at elevated temperature.

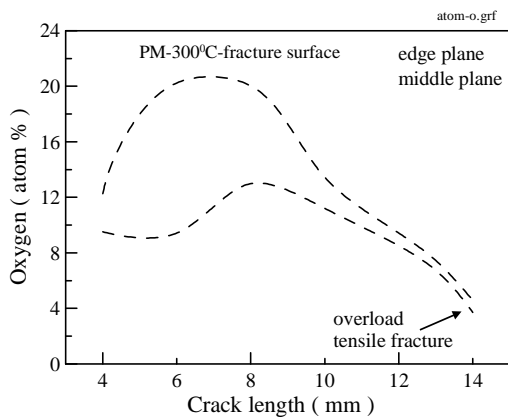


Fig 6: Oxygen content of the fractured surface on the middle and near edge region of the PM 6061 Al alloy tested at 300⁰C.

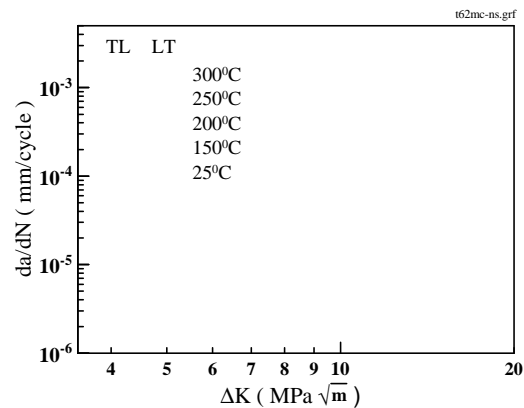


Fig. 9: Comparison of Paris law of LT and TL types of 20%-SiC-MMC at 25⁰C, 150⁰C, 200⁰C, 250⁰C, 300⁰C condition.

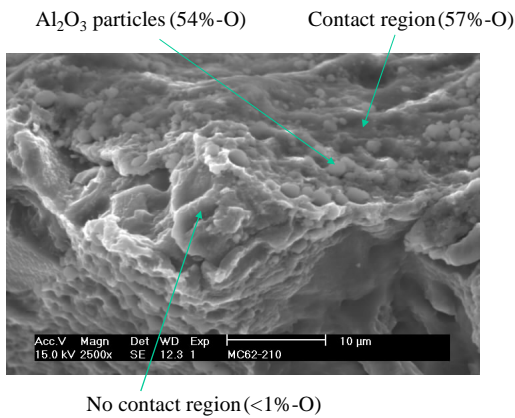


Fig. 10: Morphology and oxygen content of the contact and non-contact dimples fractured surface of the 20%-SiC MMC at 200⁰C.

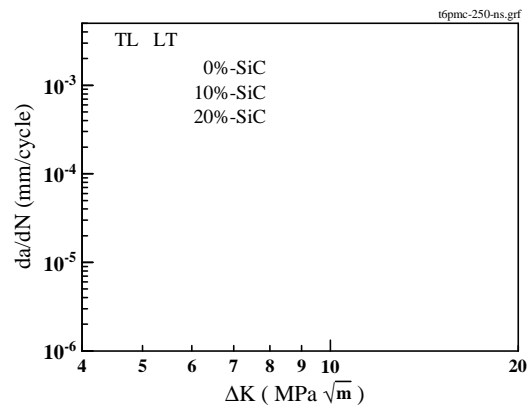


Fig. 13: Comparison of Paris law of the 0%, 10%, 20%-SiC MMC at 250⁰C.

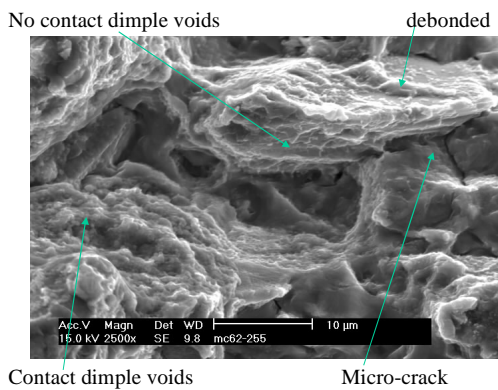


Fig. 11: Morphology of the contact and non-contact dimples fractured surface of the 20%-SiC MMC at 250⁰C.

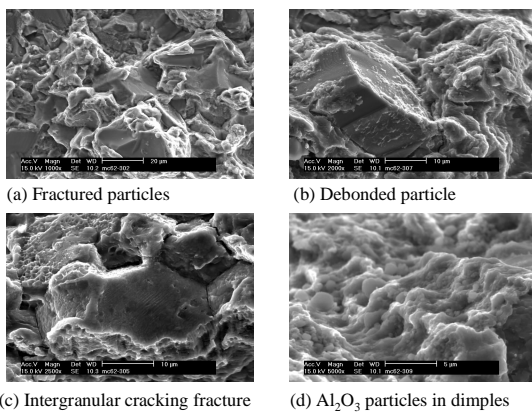


Fig. 12: Morphology of fractured surface of the 20%-SiC MMC at 300⁰C.