

溫度對Al-4.2Wt%Cu/0.3 μ mAl₂O_{3(p)}複合材料 機械性質之影響

張子欽 陳志明 鄭文達

國立勤益工商專校機械科

摘 要

本研究係探討Al-4.2wt%Cu合金含1,2,3和4wt%之0.3 μ mAl₂O_{3(p)}金屬基複合材料和母材本身於30°C至480°C作用溫度範圍內之高溫拉伸行爲。發現拉伸性質之轉換溫度約180°C，亦即降伏強度，抗拉強度及伸長率在作用溫度低於此轉換溫度時，變化不大；若超過此溫度，則降伏強度及抗拉強度會隨作用溫度升高而下降，至480°C時所有材料具有同樣強度；伸長率則隨作用溫度升高而上升。另外，這些拉伸性質在此作用溫度範圍內均優於母材且隨Al₂O₃顆粒含量增加而上升。這些複合材料之破壞顯微結構均隨作用溫度不同而改變，其中破壞面之漩渦區域，隨作用溫度及Al₂O₃顆粒含量增加而變多。

關鍵字：金屬基複合材料，降伏強度，抗拉強度，伸長率，漩渦，破壞面

Temperature Effect On Mechanical Property of Al-4.2wt%Cu/0.3 μ mAl₂O₃(p)Composite

Z.C.Chang, J.M.Chen and W.D.Jen

Department of Mechanical Engineering
National Chin-Yi Institute of Technology
Taiping, Taichung, Taiwan 41111
Republic of China

ABSTRACT

The tensile fracture behavior of an Al-4.2wt%Cu alloy metal matrix composites (MMCs) reinforced with 1,2,3 and 4wt% 0.3 μ m aluminum oxide particles was investigated as a function of temperature between 30°C and 480°C, and compared with the mechanical property of the unreinforced alloy. It was observed that the transfer temperature of the tensile property was 180°C. Above 180°C, degrades the mechanical strength(0.2% proof stress and ultimate tensile strength) and increases the elongation. These composites have the same mechanical strength at 480°C. In addition, these composites have the higher mechanical strength and elongation than those of the parent material. With increasing contents of the reinforcement will improve the previous properties of the composite. The microstructure of the fracture surface in these composites also varies with temperature. The dimple regions of fracture surface increases with increasing the temperature and the contents of reinforcements.

Key words: metal matrix composites; 0.2% stress; Ultimate tensile strength; elongation; dimples; fracture surface

一、前言

金屬基複合材料(Metal Matrix Composites; MMCs)係將陶瓷強化材(如纖維、鬚晶及顆粒)加入金屬基地中(如鋁、銅、鎂、鈦、鈹、鋼鐵合金等),構成一種具功能性或結構性之材料者。加入這些強化材後可以提升母材之性質,如具高剛性、高比強度、耐磨耗、耐高溫強度、耐潛變、高熱傳導係數及低膨脹係數等,因此極具工業應用之價值,目前已漸廣泛用於機械工業[1,2]、運輸工業[3,4]、電子工業[5,6]、航太工業[7,8]及運動器材[9]等。

若將顆粒強化材加入金屬基地之複合材料又稱顆粒型複合材料(Particulate Metal Matrix Composites; PMMCs),這種複合材料具等向性,價格便宜且可利用傳統之加工程序(如重力鑄造,壓鑄及鍛造等)製造所需之零件,因此,是目前最廣泛使用的金屬基複合材料。有關此種顆粒型複合材料的製造方法有下列幾種①惰性氣體噴射(injection method)[10];②添加潤濕元素攪拌法(Vortex method)[11];③粉末冶金法(Powder Metallurgy method)[12]④擠壓滲透法(Squeeze infiltration method)[13]⑤複合鑄造法(Compocasting)[14];⑥兩相噴塗共沈澱法(Spray deposition method)[15];以及兩種現作技術⑦Lanxide製程[16];及⑧XD製程[17]。

基於工業量產及經濟考量,採用液態製程是有必要,尤其是將強化相顆粒加入金屬熔湯者;而這些製程所加入的顆粒大抵是大於 $1\mu\text{m}$,若要加入小於 $1\mu\text{m}$ 之強化相顆粒,容易在基地產生聚集現象(Clustering),遂劣化其材料之性質。又根據Orwan's的強化理論[18]知,對相同強化相顆粒含量其金屬基複合材料之強度增加量,反比於顆粒間距(或顆粒大小),因此,如何加入次微米強化相顆粒,使其均勻分散於金屬基地是值得研究問題。因此,本文第一部份乃設計一種可以在大氣添加 $0.3\mu\text{mAl}_2\text{O}_3$ 顆粒於Al-4.2wt%Cu之熔煉設備及製程。

一些研究報告[19,20]指出金屬基複合材料可以改善其高溫強度。尤其強化材寬高比(aspect ratio)增加,更有助於此高溫性質之提升。金屬基複合材料在常溫具低韌性,且延展性隨強化材含量增加而下降[21,22]。另外,一些報告[23,24]指出,強化相與金屬基地界面(interface)具低融點相,這是由於金屬基加入潤濕元素如鎂、銅、鋅、鋰等,會偏析至界面形成尖晶石相,這些低融點相在高溫時可增加其高應變率超塑性(High Strain Rate Superplasticity;HSRS)。Gungor等人[25]則在報告指出大部份鋁基複合材料可作用溫度約 150°C ,若超過此作用溫度則會劣化其機械性質,最近Allied Signal's Metals and Ceramic Laborator[26,27],發展具高溫不連續強化材鋁合金(High Temperature Discontinuously Reinforced Aluminum;HTDRA)之複合材料,其作用溫度可達 370°C 。而探討這些顆粒型金屬基複合材料之高溫拉伸性質使用次微米強化相顆粒較少。所以本文第二部份乃探討 $0.3\mu\text{mAl}_2\text{O}_3$ 顆粒含量對Al-4.2wt%Cu複合材料高溫之機械性質影響,最後對本文作一結論。

二、實驗步驟與方法

1. Al-4.2wt%Cu/0.3 μ mAl₂O_{3(p)}複合材料熔煉鑄造:

首先將Al-4.2wt%Cu合金在 700°C 重熔於如圖1所示之裝置中,加入助熔劑,在半密閉系統下,通入氮氣或氬氣作保護氣氛,鋁合金熔融後,將攪拌及加料兩系統移入圖1所示之適當位置,啟動攪拌器,以可變直流馬達帶動攪動葉片,緩慢加速到400rpm,其中攪拌系統用熔漿噴佈一層氧

化鋁作保護。將含氧化鋁陶瓷顆粒懸浮液倒入密閉加料容器內，並加熱懸浮液至200°C，調整氧化鋁陶瓷顆粒懸浮液之氮氣流量調節控制閥後，打開懸浮液加料閥，使懸浮液以定量速度經由文氏管利用氮氣之氣流噴到熔融鋁湯中，俟加入定量氧化鋁陶瓷顆粒懸浮液後，降低攪拌速率為80 rpm，繼續攪拌10分鐘後，關掉馬達，移出攪拌系統和加料系統。本研究所加入氧化鋁陶瓷顆粒懸浮液是由0.3 μm平均大小之α相氧化鋁陶瓷顆粒加入蒸餾水及0.05wt%分散劑，配製成含強化相20Vf%懸浮液，該懸浮液並以超音波振盪30分鐘。分散劑為R.T.Vanderbuilt公司之Parven C分散劑，其主要成分為聚甲基丙烯酸之氨鹽。

除氣過程是將含1至4wt% 0.3 μm Al₂O₃之複合材料熔湯分別保溫於730°C之加熱爐中。通入乾燥的氬氣（水分少於5ppm），其流量大約為正常除氣流量的一半且除氣棒一端的預熱溫度為300°C。通入氬氣20分鐘後，緩慢取出除氣棒，然後關上流量閥停止供氣及靜置20分鐘，使熔湯內的氣體充分消失。接著除去熔湯上面之浮渣，並進行澆注；澆注前用勺子在無產生漩渦條件下上下攪動以避免強化相顆粒因密度較重而沈澱於坩堝底造成顆粒分佈不均現象，然後將熔湯澆鑄於脫脂鑄造法製作之陶瓷殼模鑄型；爾後將中所得的鑄錠於320°C空氣爐中作3小時的退火處理。

2. 將含有0wt%，1wt%，2wt%，3wt%及4wt% Al₂O₃顆粒之複合材料作下列性質測試：

2.1 顆粒在基地分佈之觀察

試片表面用碳化矽砂紙粗拋光至1200號，再用1 μm，0.3 μm及0.05 μm Al₂O₃懸浮液進行細拋光。拋光後的試片表面，使用掃描式電子顯微鏡(SEM)觀察Al₂O₃顆粒在鋁銅合金基地分佈的情況，觀察前先在表面鍍上一層金。

2.2 密度之測定

試片採用阿基米得重力原理測其密度，將試片在空氣中的重定為W_{air}，然後將試片在真空中灌油把空隙填滿，經灌油後的試片在空氣中重量定為W_{oil in air}，在水中重W_{oil in water}因此密度值(D)可由下列公式求得：

$$D = \frac{W_{air}}{W_{oil\ in\ air} - W_{oil\ in\ water}}$$

2.3 不同溫度之拉伸性質測試

拉伸性質測試係採用萬能拉伸試驗機，拉伸試片規格如圖2所示，高溫設備如圖3所示。拉伸條件為①溫度=30°C（室溫），180°C，280°C，380°C，480°C；②夾頭拉伸速率=9mm/min。每一拉伸性質數據取3點作為平均值。試棒在測試前，先在爐中之所定溫度保持10分鐘，以確保試棒溫度的平衡與穩定性。

2.4 拉伸破斷面觀察

將上述拉伸及衝擊破斷面，給予鍍金1.5分鐘後用掃描式電子顯微鏡(SEM)觀察其拉伸破斷面型態，並判別其延脆性。

三、結果與討論

1. Al₂O₃顆粒在基地之分佈：

Al-4.2wt%Cu基地之SEM照片如圖(a)所示，4wt%之0.3 μm Al₂O₃顆粒在基地的分佈情形如圖

4(b)所示，由照片可以看出白色的Al₂O₃顆粒均勻分佈於基地上，且沒有明顯的聚集(Clustering)現象。

次微米之強化材顆粒直接飼入金屬基地時，由於凡得瓦(Vander Waals)吸引力關係，強化材顆粒易發生聚集現象，而無法均勻地分散於金屬基地裡，如以乾燥之顆粒狀直接加入金屬合金之熔湯中，乾燥之強化材顆粒因受高溫熔湯上方所生之熱對流影響，容易飛提散失，且次微米之乾燥強化材顆粒亦因操持(Handling)不易，使其加料速率難予採制，滋生製程上之困擾。

由圖4(b)之SEM照片看出利用本製程已有效將0.3 μ mAl₂O₃顆粒均勻分散於母材基地中，其原理如下：

本原理乃將次微米強化材製備成懸浮液懸浮於蒸餾水中並加有分散劑，可以達到完全均勻分散。於添加懸浮液進入加熱爐中，藉氮氣之氣流將懸浮液保持在極佳之分散狀態下加入熔湯中。

當懸浮液被噴射於鋁合金熔湯表面時，由於高溫金呂熔湯與懸浮液之間之極大溫差關係，懸浮液會在熔融的鋁合金表面，造成飛濺，如此更能促進該強化材之分散作用，而有效分散於該合金中。由於蒸餾水瞬間蒸發，此一表層的分散強化材薄膜藉攪拌裝置，即時捲入鋁合金熔湯內，再利用攪拌產生的對流效果使鋁合金熔湯含有均勻分散之Al₂O₃顆粒。

2. Al₂O₃顆粒含量對密度之影響：

Al-4.2wt%Cu具0至4wt%Al₂O₃顆粒含量之複合材料其密度值分別為2.78g/cm³，2.67g/cm³，2.64g/cm³，2.61g/cm³，2.56g/cm³。由上述結果知道複材的密度值隨Al₂O₃顆粒含量增加而下降。這個原因是本研究先將0.3 μ mAl₂O₃顆粒和蒸餾水配成懸浮液，再加入鋁合金熔湯中，其目的在使Al₂O₃顆粒可以在加入鋁合金熔湯時完全分散均勻，且可控制其加料速率及防止Al₂O₃顆粒之飛揚。但含Al₂O₃顆粒之懸浮液噴到鋁合金熔湯時，蒸餾水受高溫作用會和鋁發生反應產生Al₂O₃及氫氣，而氫氣再分解成氫原子的狀態進入鋁合金熔湯中，這些氫原子是凝固時產生氣孔的主要來源。由於Al₂O₃顆粒含量愈多，為了配成相同濃度之懸浮液，所加入之蒸餾水愈多，相對的金屬熔湯之吸收氫原子含量也愈多，因此在同樣的除氣過程和條件，Al₂O₃顆粒含量愈多，其氣孔含率也愈多；另外，當Al₂O₃顆粒含量增加時，其複合材料熔湯的黏滯性較大，除氣時，氣體較不易被帶出。由上述密度值，可以發現本實驗的除氣效果，可以使複材之密度維持在2.56g/cm³以上。

3. 溫度對機性之影響

Al-4.2wt%Cu/0.3 μ mAl₂O₃(p)複合材料具不同Al₂O₃顆粒含量在30°C—480°C不同作用溫度下之抗拉強度，降伏強度及伸長率的關係，如圖5、圖6及圖7所示。由圖5及圖6發現抗拉強度和降伏強度隨作用溫度升高而下降，其中在作用溫度約180°C時有一明顯轉換區域；亦即作用溫度低於180°C時可維持其相當強度，而作用溫度高於180°C時，則高溫拉伸性質會產生劣化現象。作用溫度480°C時其高溫強度約與母材相同。另外，對同一作用溫度而言，高溫拉伸強度大抵隨Al₂O₃顆粒含量增加而上升。Flom和Arsenault[29]在報告中指出金屬基複合材料之強化效應，主要來自強化相與基地間之膨脹係數差異較大所致，亦即當金屬基複合材料在鑄造凝固時，會造成強化相周圍的基地產生收縮之塑性變形，增加差排密度，因而提升其材料之拉伸強度。因此當作用溫度增加時母材基地較軟化，同時強化相與基地的殘留應力因退火效應產生應力鬆弛(relaxation)現象，使得材料之拉伸強度隨作用溫度增加而下降。另外，當作用溫度小於180°C，由於基地強度下降與界面殘留應力量，尚足以抵抗差排的運動，所以可維持其相當強度；對同一作用溫度而言，由於流動應力(flow stress)大小和強化相顆粒間距倒數成正比[18]，亦即對同一強化相顆

粒大小而言，當強化相顆粒含量增加，則可阻擋較多差排運動，因而可提升其高溫強度。

由圖7可以發現伸長率隨作用溫度上升而增加，在溫度約180°C時也有一明顯轉換區域，亦即在溫度低於180°C時伸長率增加不大，而溫度高於180°C時則有明顯的塑性變形。另外，對同一作用溫度而言，伸長率大抵隨Al₂O₃顆粒含量增加而上升。這是因為當作溫度增加時，基地的延展性上升，以及界面殘留應力產生鬆弛，這些均是造成伸長率隨作用溫度增加而上升的主要因素[29]；而作用溫度低於180°C時，這些因素變化不大所以伸長率沒有上升。此外，若強化相顆粒含量增加，則可阻擋基地裂縫的成長，因而可提升其伸長率，這個結果和Flom等人[29]的報告是一致的。

4. Al₂O₃顆粒含量及作用溫度對拉伸破斷面之影響：

Al-4.2wt%Cu具不同Al₂O₃顆粒含量在35°C，180°C及480°C作用溫度之拉伸破斷面分別見圖8、圖9及圖10。由圖8之SEM照片中可以看出母材基地具劈裂破壞(cleavage fracture)型態。若母材具有Al₂O₃顆粒，則可以發現有旋渦(dimple)出現，而且旋渦區域隨Al₂O₃顆粒含量增加而變大，而4wt%顆粒含量因氣孔較多，所以旋渦區域較少，亦即伸長率降低與1wt%含量相似。上述原因是由於加入0.3μm Al₂O₃顆粒，在受應力時Al₂O₃顆粒及顆粒與基地之界面不易破壞，進而可提升基地之延性破壞。另外，這些次微米顆粒可阻礙基地之裂縫成長，因而可增加其破裂應變(fracture strain)，使得材料具0.3μm Al₂O₃顆粒具較佳延展性及產生旋渦原因。另外，由於鋁合金中的強化相含量增加時，對裂縫成長的延遲效果更好，使得延展性隨Al₂O₃顆粒含量增加而上升，但4wt%Al₂O₃含量其密度較低，因而抵消延遲效果，使得延展性變差。

由圖9之SEM照片可以看出180°C作用溫度之拉伸破斷面型態和作用溫度是35°C時相似，所不同的是其旋渦區域較多，劈裂平整破斷面較少，這是由於溫度增加，使得母材基地的延展性提升所致，這一點可從母材之拉伸破斷面之改變看出。另外，從上述知道180°C作用溫度之伸長率稍大於35°C，所以其拉伸破斷面型態變化較小，但旋渦區域較多。

由圖10之SEM照片可以看出作用溫度480°C的拉伸破斷SEM照片和作用溫度35°C及180°C有顯著之不同。發現旋渦區域含量增加及較明顯，這是由於作用溫度的提升使得基地的延展性增加，其中2wt%及3wt%Al₂O₃顆粒含量是典型的穿晶潛變破壞(transgranular creep fracture)具旋渦形態，而這些旋渦是從晶粒基地產生孔洞(void)及孔洞連接(link up)所造成。4wt%0.3μm Al₂O₃含量在此作用溫度的破壞是典型的沿晶潛變破壞(intergranular creep fracture)，這個結果和Courthey[28]是一致。其原因是當Al₂O₃顆粒含量增加可以阻止基地裂縫的成長，進而使晶界先發生破壞，值得一提的是4wt%Al₂O₃的顆粒含量之氣孔含率在此作用溫度下，並沒有明顯降低其伸長率。這一點可從母材之拉伸破斷面看出。

另外，從右圖的放大倍率可以發現，拉伸破斷面隨作用溫度之升高而變成絲紋狀的型態如圖10所示，這個原因是當作溫度升高時，伸長率增加及造成其明顯頸縮現象，使得其組織有優選方位(orientation)之效果所致。

四、結論

本研究已成功配製Al-4.2wt%Cu/0.3μm Al₂O₃顆粒型複合材料。並探討不同Al₂O₃顆粒含量在不同的作用溫度30°C~480°C下之機械性質影響，其結論如下：

1. 利用本製程之方法可將Al₂O₃顆粒均勻分散於基地中。
2. 抗拉強度和降伏強度隨作用溫度上升而下降；伸長率則隨作用溫度上升而增加，而這些性質在

作用溫度約180°C時有一明顯的轉換區域。

3. 對同一作用溫度而言，抗拉強度，降伏強度及伸長率大抵均隨Al₂O₃含量增加而上升。
4. 拉伸破斷面之旋渦區域隨作用溫度及Al₂O₃顆粒含量增加而變多。

誌 謝

本研究得以順利完成，感謝行政院國家科學委員會在經費上的支持，及本科林清彬博士及邵明俊先生在實驗方面的襄助。

五、參考文獻

1. M.Suwa, "Hitachi Graphite-Dispersed Cast Alloy-Gradia", Internal. Report, Hitachi, Japan(1986).
2. N.A.Payne, R.H.Jeal and S.M.Newsam, "Material Requirement for Future Aero Gas Turbines", World Conference on Advanced Materials for Innovations In Energy, Tokyo Japan, pp.17-23(1987).
3. E.A.Feest, "Exploitation of the Metal Matrix Composites Concept", Metals & Materials, Vol.4, pp.273-278(1988).
4. M.Ebisawa, T.Hava, T.Hayashi and H.Ushio, "Production Process of Metal Matrix Composites (MMC) Engine Block", SAE Paper 910835(1991).
5. Dural MMC Dural Aluminum Composites Corporation. San Diego Techcical Data, May (1987).
6. C.Thaw, R.Minet, J.Zemany and C.Zweben, "MMC Microwave packaging Components", J. Metals, Vol.35, pp.55(1987).
7. K.Kuniya, H.Arakawa, T.Sakave, H.Minorikawa, K.Akeyama and T.Sakamoto, "Application of Copper-Carbon Fibre Composites to Power Semiconductor Devices", J.Jap, Inst Metals, Vol.50, pp.583-589(1986).
8. J.F.Garibotti, "Trends in Aerospace Materials", Astronautics and Aeronautics, Vol. 16, pp.70-81(1978).
9. K.K.Chawla, "Composite Materials:Some Recent Developments", J.Metals, March. pp. 82-87(1983).
10. N.L.Hansen, T.A.Engl and O.Lohne, in Interfaces in Metal-Ceramic composites (R. Y.Lin, R.J.Arsenault, G.P.Martins and S.G.Fishman, eds.) Warrendale, PA:The Minerals, Metals & Materials Society 241-257.
11. R.Mehrabian, R.G.Riek and M.C.Flemings. "Preparation and Casting of Metal-Particulate Non-Metal composites", Met, Trans., Vol.5, pp.1899-1904(1974).
12. G.S.Upadhyaya, "Powder metallurgy, Metal Matrix Composites, an Overview", Met. Mater. Process, Vol.1, pp.217-28(1989).
13. J.A.Cornie, H.K.Moon and M.C.Flemings, in "Fabrication of Particles Reinforced Metal Composifes" (ed.J.Masounave and F.G.Hamel), p.63,1990, Materials park, OH, ASM International.

14. D.G.Evans, P.L.Morris, R.W.Hains, C.Jowett and P.Achim "Production Extrusion of AA6061-Sic Metal Matrix Composites," Alcan, Kingston(1989).
15. A.G.Leatham, A.Ogilvey, P.F.Chesney and J.V.Wood, "Osprey Process-Production Flexibility in Materials Manu-facture", Metals & Materials, Vol.5, pp. 140-143(1989).
16. M.S.Newkirk, A.W.Urguhart, H.R.Zwicker and E.Breval,"Formation of Lanxide Ceramic Composites Materials", J.Mat.Res., Vol.1,pp81-89(1986).
17. L.Christodoulou, P.A.Parrish and C.R.Crowe, "XDTM Titanium Aluminide Composites, " in High Temperature/High Performance Composites", Reno, Nevada, F.D.Lenkey, S. G.Fishamn A.G.Evans and J.R.Strife(eds). MRS, Pittsburgh, pp.29-34(1988).
18. E.Orowan, "Symposium on Internal Stresses in Metals, Institute of Metals, London, pp.451-453(1948).
19. F.A.Girot, J.M.Quenisset and R.Naslain, Composites science and Technology, Vol.30, pp.155(1987).
20. C.Y.Ma, S.T.Chiang, T.S.Lee and C.H.Tong, Proc. of the 1989 Annual Conf. of Chinese Soc. for Mat. Sci, pp.151(1989).
21. A.P.Pevicha, S.G.Fishman and S.D.Kavmarkar, J. of Metal, Vol.9, pp.12(1981).
22. T.G.Nieh and R.F.Karлак, J of Mat. Sci. Vol.2, pp.119(1983).
23. J.J.Lewandowski, Scripta Met. Mater, Vol.24, pp.1483(1990).
24. S.R.Nutt and R.W.Carpenter, J.Mat, Sci, Eng., Vol.75, pp.109(1985).
25. M.N.Gungor, P.K.Liaw and M.G.Burke, Pro. Int'l.Symp on Adv. in Cast Reinforce, OH:ASM, pp.211(1988).
26. M.S.Zedalis, J.M.Peltier and P.S.Gilman, Light-Weight Alloys for Aerospace Applications, ed.E.W.Lee, E.H.Chia and N.J.Kim(Warrendale, PA:TMS, 1989), PP323-334
27. S.K.Das," High Temperature Aluminum-Bas Composites. "High Performance Composites for the leeo's(Warrendale'PA:TMS, 1991).pp.61-83.
27. D.G.C Syu and A.K.Ghosh, "The Effect of Temperature on the Fracture Mechanism in 2014Al/15vol%Al₂O₃ composite, Mat, Sci. and eng., A184, pp.27-35(1994).
28. T.H.Courthey, "Mechanical Behavior of Materials, Mcgraw-Hill, New.York, 1990, pp. 503-508.
29. Y. Flom and R.J.Arseneault, 6th Int: Conf.Comp.Mater. Cedited by F.I.Matthews, N.C.R.Buskell, J.M.Hodgkinson and J.Morton', Vol.2, p.189. Elsevier, Amsterdam (1987).

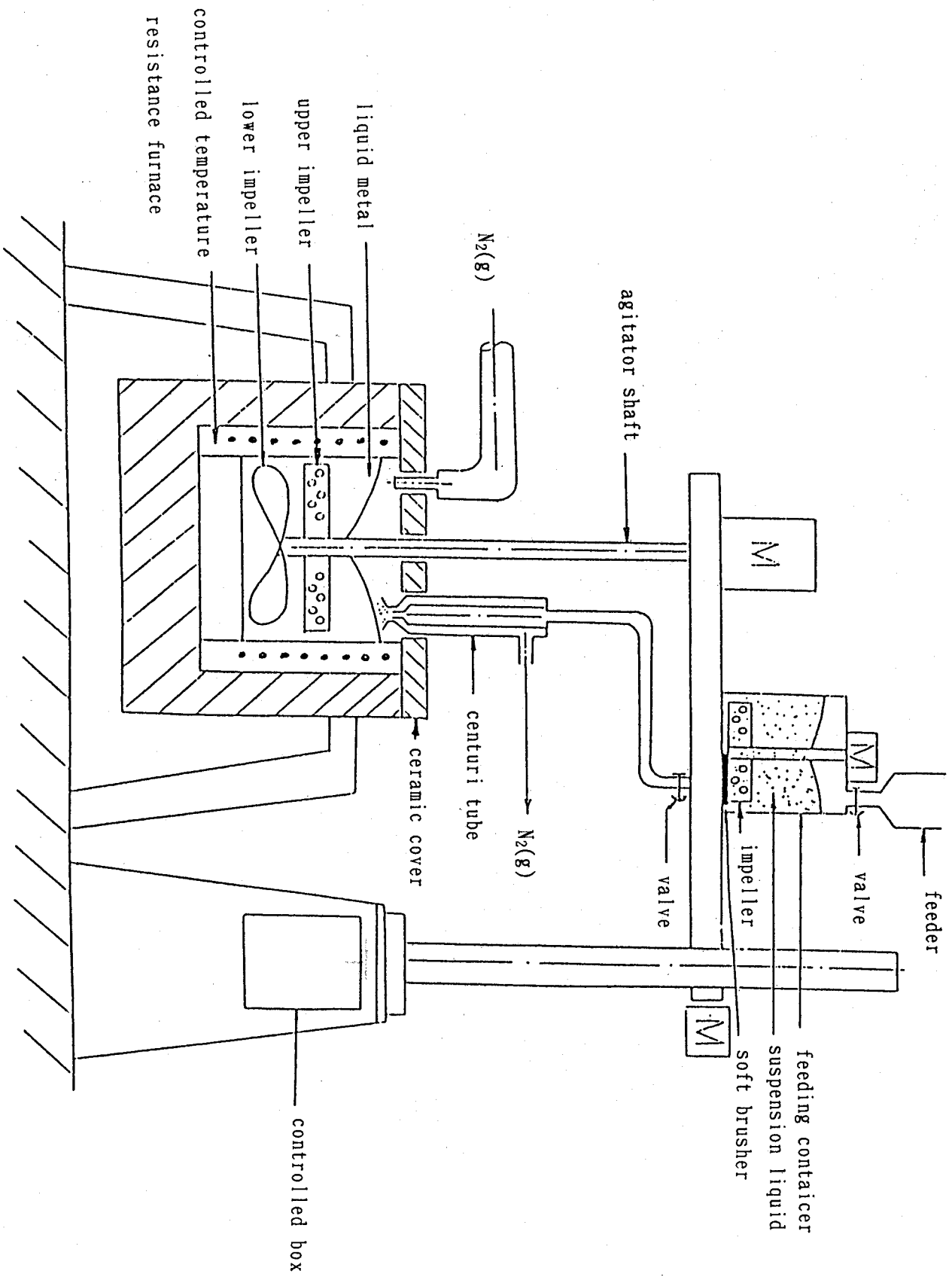


Fig. 1 Schematic illustration of the compositing apparatus

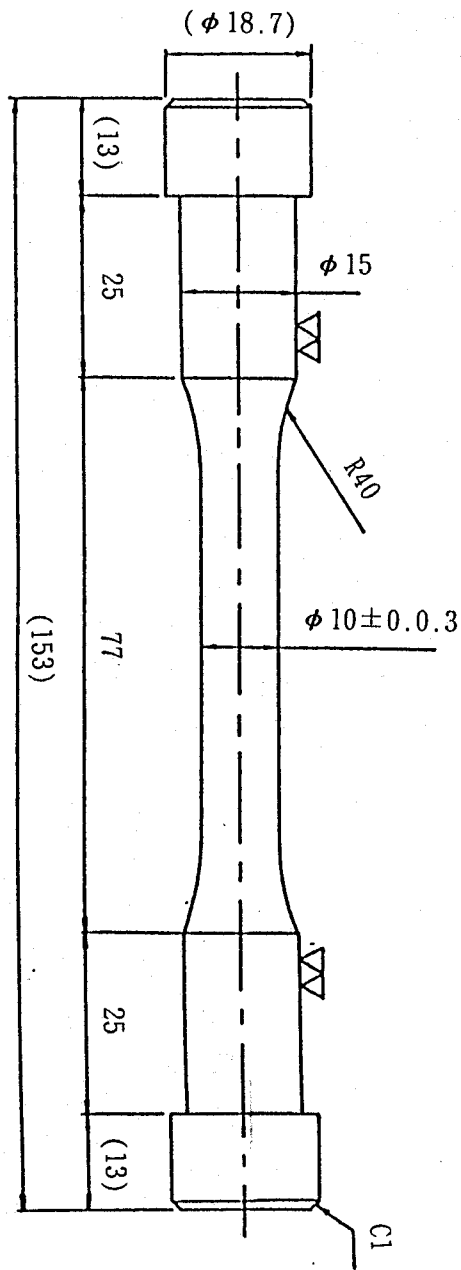


fig.2 Geometry of specimen for tensile test

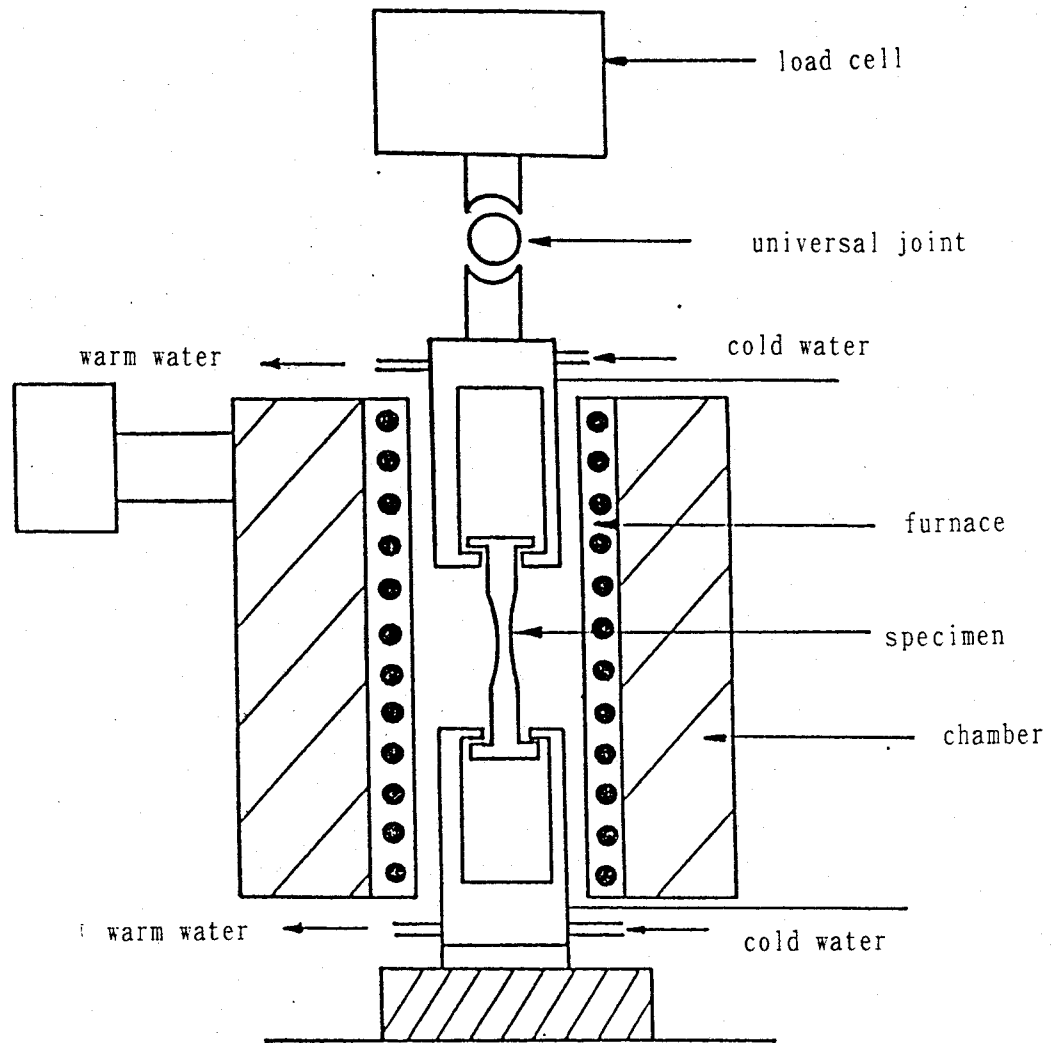


fig.3 Schematic illustration of the high temperature tensile equipment

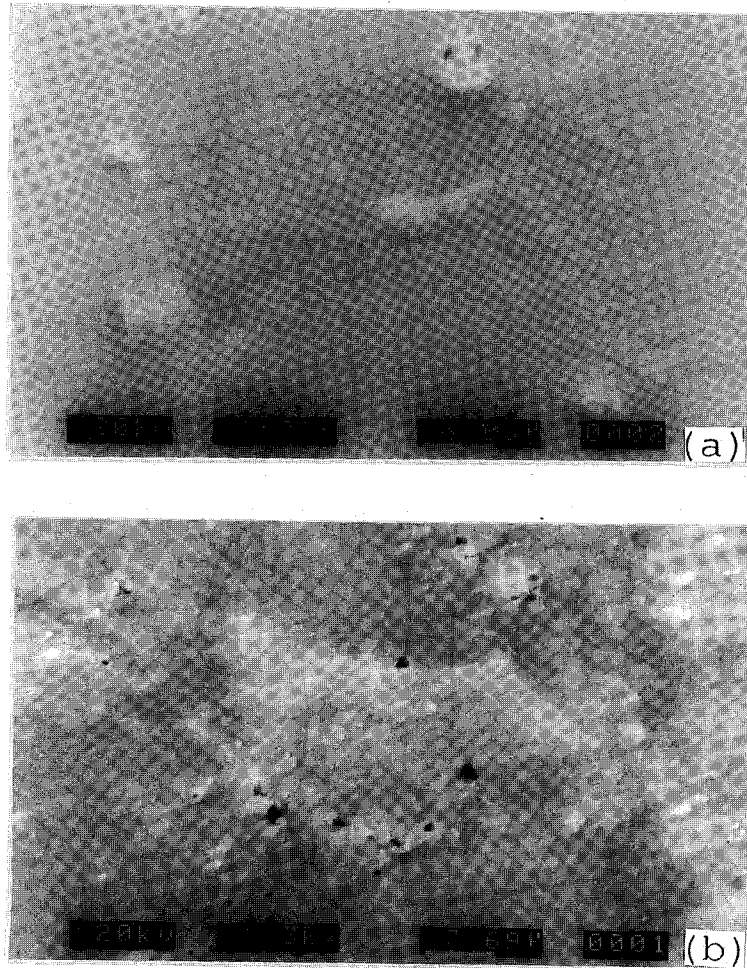


fig.4 Scanning electron microscopy photomicro-graphs of Al-4.2wt% Cu with different Al₂O₃ particle content (a)0wt%(b)4wt%

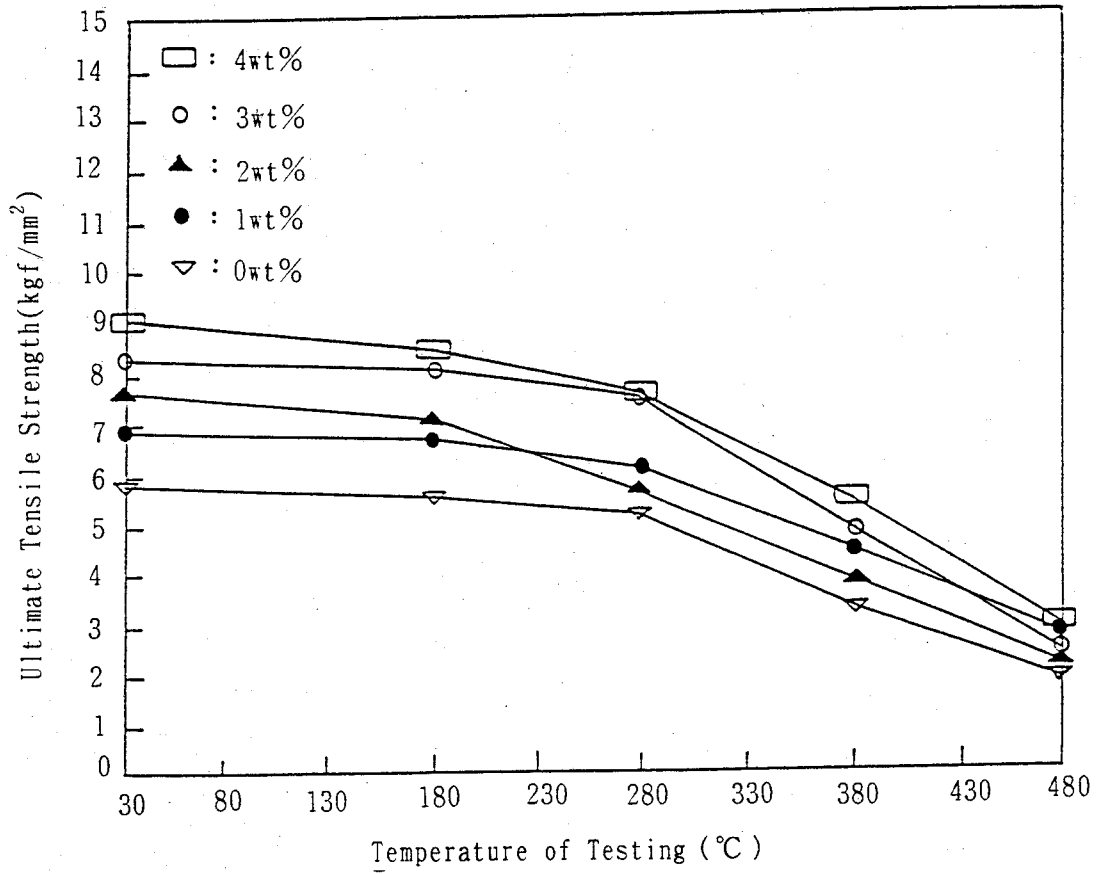


fig.5 Effect of ultimate tensile stress as a function of temperature

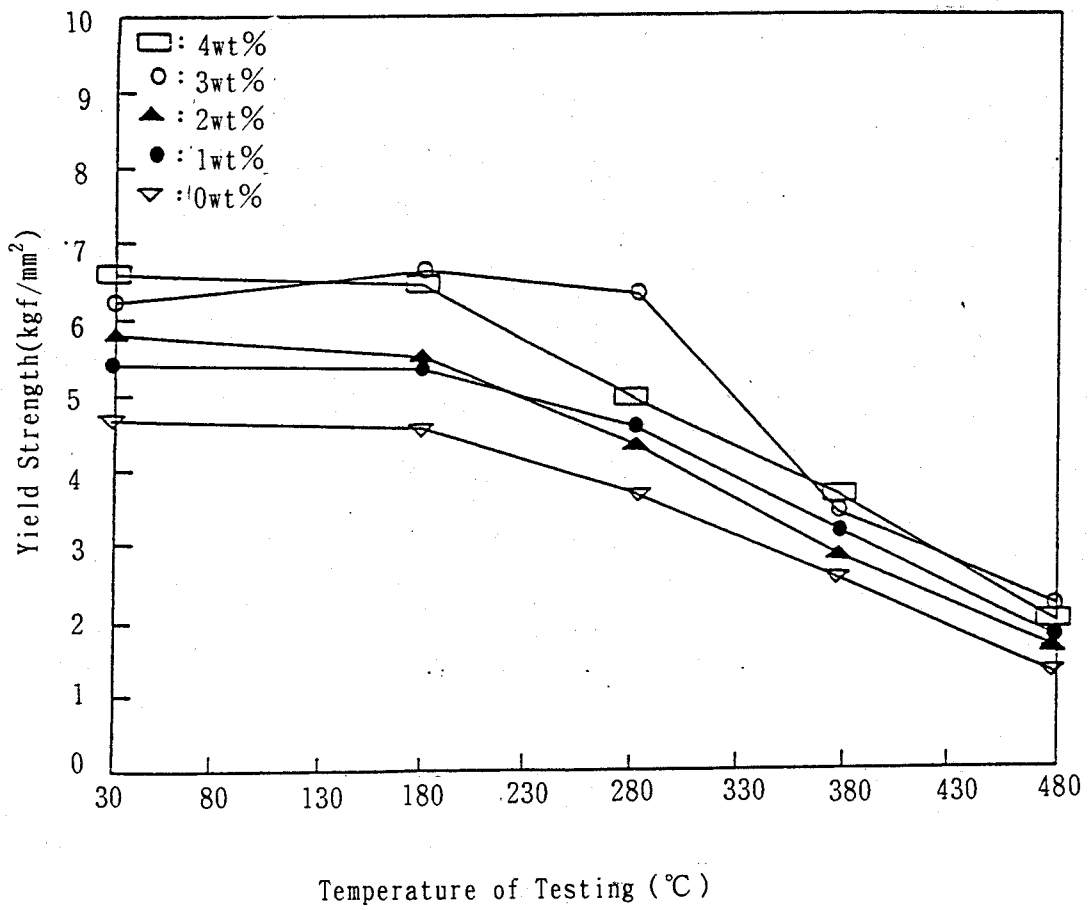


fig.6 Temperature dependence of yield stress

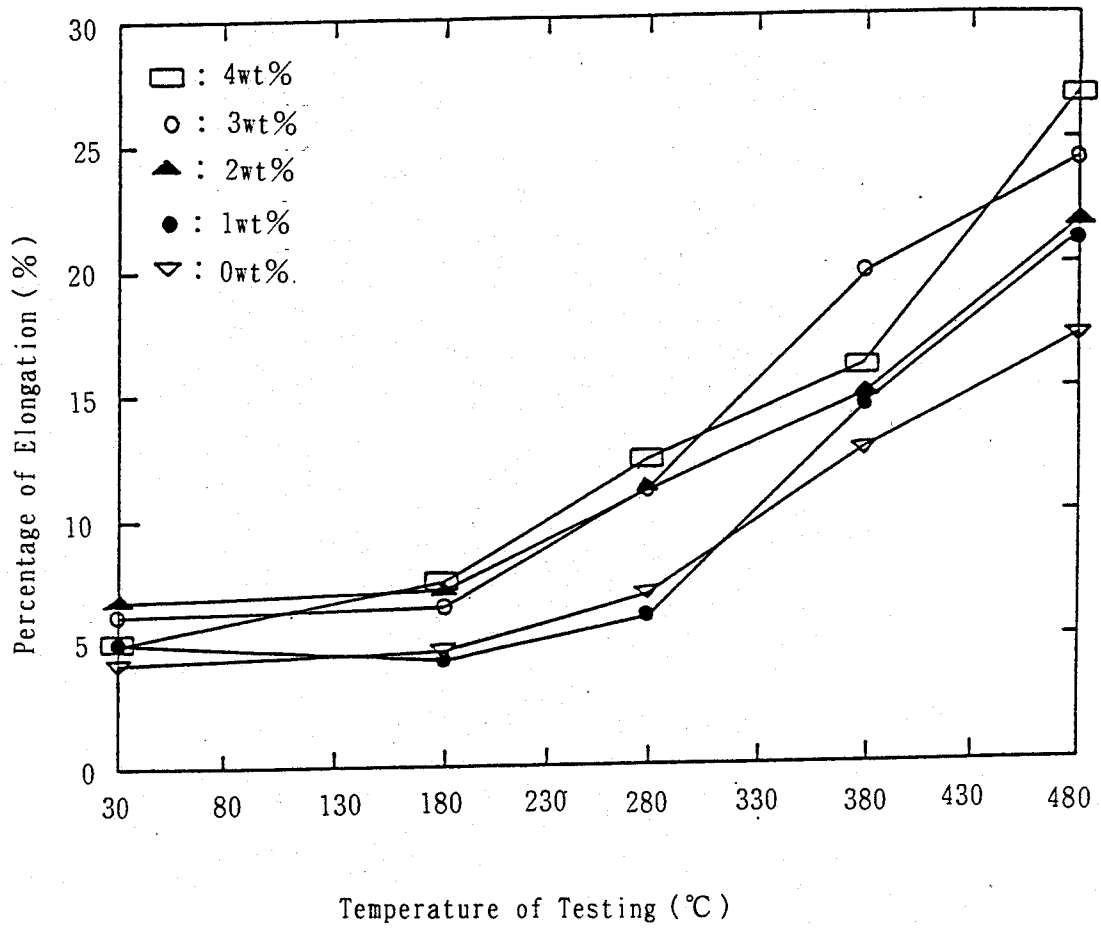


fig.7 Variation of elongation as a function of different temperature

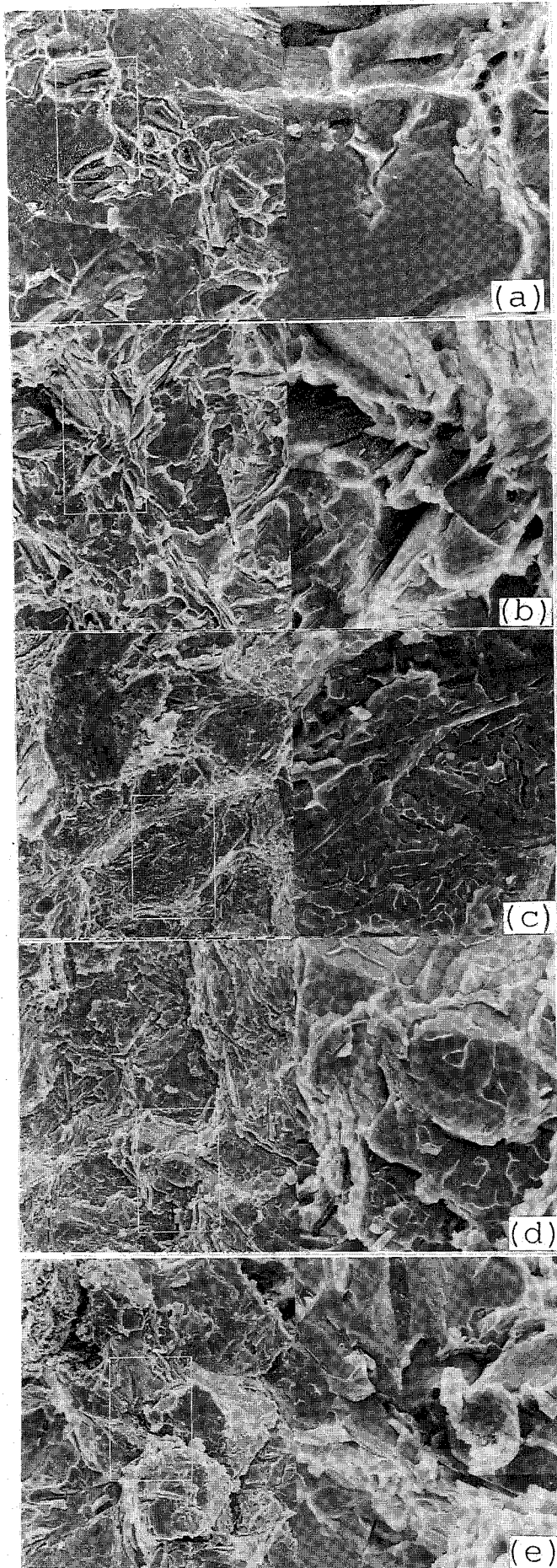


fig.8 SEM fractographs of Al-4.2wt%Cu/0.3 μ m Al₂O₃(p) under uniaxial tension test at 35°C (a)0wt%;(b)1wt%;(c)2wt%;(d)3wt%;(e)4wt%(left x 250, right x 1000)

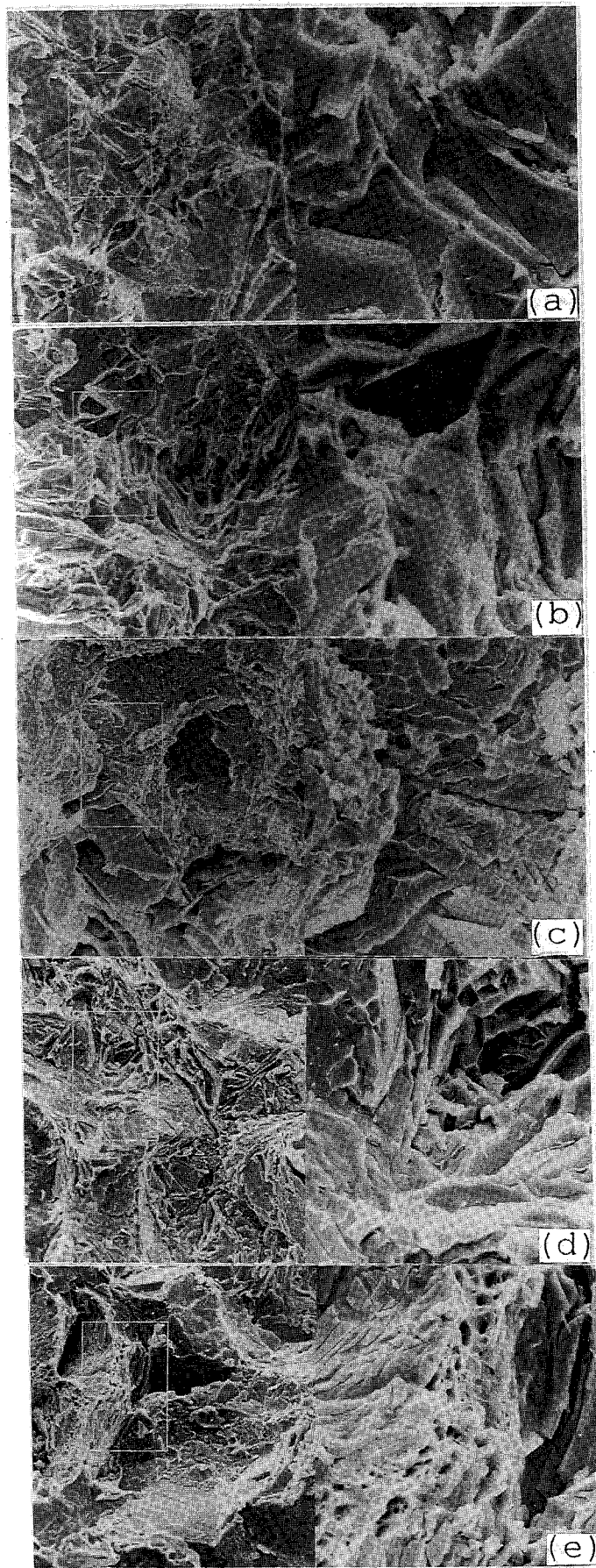


fig.9 SEM fractographs of Al-4.2wt%Cu/0.3 μ m Al₂O₃(p) under uniaxial tension test at 180°C (a)0wt%;(b)1wt%;(c)2wt%;(d)3wt%;(e)4wt%;(left x 250, right x 1000)

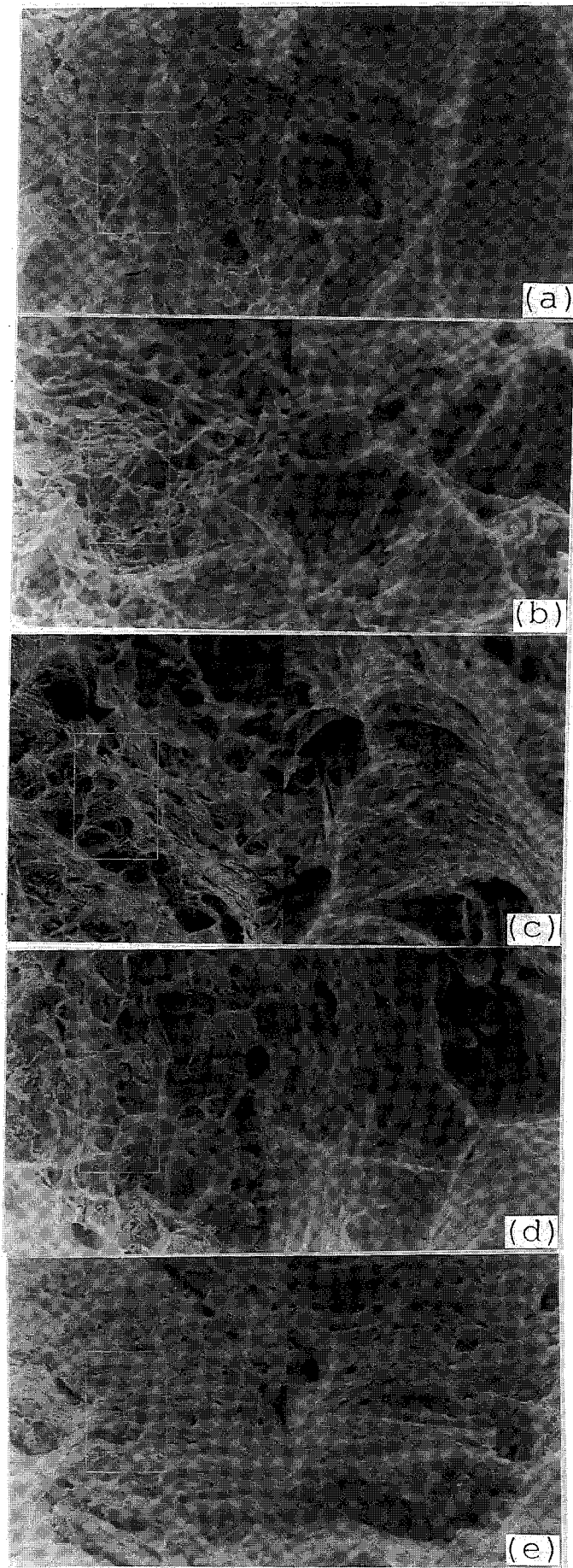


fig.10 SEM fractographs of Al-4.2wt%Cu/0.3 μ mAl₂O₃(p) under uniaxial tension test at 480°C (a)0wt%;(b)1wt%;(c)2wt%;(d)3wt%;(e)4wt%;(left x 250, right x 1000)