論 文

분무 Al-Zn-Mg 합금의 기계적 성질 및 미세조직에 미치는 Ag 첨가의 영향

신희상 · 정태호 · 남태운

A Study on the Effects of Ag Addition on the Mechanical Properties and Microstructure in Atomized Al-Zn-Mg Alloys

Hee-Sang Shin, Tae-Ho Jeong and Tae-Woon Nam

Abstract

The overall objective of this study is to investigate the effect of Ag addition on the mechanical properties and microstructure of rapid solidified 7000 Al series alloys. Al-Zn-Mg-Cu alloys with small amounts of Ag was fabricated into the powder by gas atomization. The powder was extruded after the cold compaction and degassing and then followed by T6 heat treatment. Microstructure observation, phase analysis, room and high temperature tensile test and hardness test were pursued. The tensile strength and hardness of Ag-added alloy after heat treatment was increased with increasing Ag contents. However, the elongation of extruded alloys was not increased as much as to be expected. The reason of this result seems to be related to the Ω phase, which contribute to the high temperature strength stability of Al-Cu-Zn alloys through the formation of eutectoid with Ag addition.

(Received September 13, 1999)

1. 서 론

자동차 및 우주항공산업이 발달함에 따라 안전성과 환경문제, 에너지문제 등에 대한 요구가 증가하고 있으며, 이러한 요구에 적합한 소재의 개발이 절실히 요구되고 있다. 특히 항공기재료로서의 중요한 요건은 경량화 및 우수한 내열성과 비강도 향상을 통한 비행체의 안전성 확보와 경제성 향상 등으로 이에 대한 다양한 연구가 진행되어왔다. 대표적인 경량금속인 알루미늄 합금은 우수한 비강도, 내식성, 가공성 등으로 많은 주목을 받아왔으며, 티타늄합금과 마그네슘합금, 플라스틱 복합재료(FRP)에 대한 연구도 진행되어왔다. 그러나 티타늄합금과 마그네슘합금등은 우수한 특성에도 불구하고 제조단가 상승과 낮은 인성 및 내식성 등의 문제로 인해 알루미늄합금을 대체하여 상용화되기에는 한계가 있다. 따라서 현 단계에서는 기존의 알루미늄 합금의 특성을 개선하고 문제점을 보완하는 것이 보다 경제적이라고 할 수 있다[1].

최근에는 보다 더 우수한 특성을 갖는 알루미늄합금을 개발하기 위하여 재료를 103°C/sec 이상으로 급속응고시켜 빠른 냉각속도에 의한 결정립미세화[2], 과포화고용[3], 준안정상 생성 및 편석감소[4]등의 효과를 얻을 수 있는 급속응고법(Rapid Solidification Process, RSP)[5]을 적용하는 연구가 활발히 진행되고 있다.

기존 항공기에 가장 폭넓게 사용되고 있는 7075합금은 강도는 높으나 파괴인성 및 내응력 부식성이 낮은 문제점을 가지고 있었다. 따라서 본 연구에서는 파괴인성, 응력부식 저항성과 고온강도 향상에 기여하는 첨가원소인 Zr, Cu, Ag의 함량을 변화시킨 7XXX계 알루미늄 합금을 급속응고법 중 gas atomization을 적용하여 금속분말을 제조한 후 압출하여 알루미늄합금의 고온 물성 향상에 대하여 연구하였다. 특히 Al-Zn-Mg-Cu계에 소량의 Ag 첨가시 고온강도 향상에 기여하는 것으로 보고되고 있는 Ω상[6-10]이 생성되는 지를 알아보고 상온 및 고온의 기계적 성질 변화에 미치는 급

한양대 금속재료공학과(Dept. of Metallurgy and Materials Eng., Hanyang Univ.)

Table 1. Chemical composition of alloy powder

	Al	Zn	Cu	Mg	Zr	Ag
specimen 1	bal	3.86	2.88	0.96	0.09	-
specimen 2	bal	3.95	3.14	0.93	0.09	0.27
specimen 3	bal	4.07	3.20	0.88	0.08	0.58
specimen 4	bal	3.90	2.85	1.12	0.12	0.96
specimen 5	bal	3.62	5.04	0.90	0.08	0.64

속응고의 효과와 첨가원소의 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

2.1 급속응고 분말의 제조

본 연구에서는 진공 N_2 gas atomizer를 이용하여 급속응고된 분말을 제조하였다. 먼저 대기중에서 용해로를 통해 모합금을 제조하였으며, 이를 진공 atomizer의 chamber내에 장입, 진공펌프를 사용해 5×10^{-3} torr까지 진공도를 유지한 후 N_2 gas를 chamber내에 주입, 4×10^{2}torr정도로 유지했다. 그 후 고주파 유도로를 사용해 장입되어 있는 모합금을 가열, 용해시키고 경동부를 기울이며 N_2 gas를 고압으로 분사해 분말을 제조하였다. 합금의 조성은 기존의 7075합금에서 Cu의 함량을 소량 증가시키고 Zr을 첨가한 합금에 Ag함량을 0.3, 0.6, 0.9 wt%로 변화시켰으며, Cu 함량에 따른 기계적 성질의 변화를 알아보기 위하여 Zn함량을 감소시키고 Cu함량을 증가시킨 후 Ag를 0.6 wt% 첨가하여 기존 재료와 비교하였다. 제조된 분말의 화학적 조성은 Table 1에 나타내었다.

제조된 분말은 150 μm 이하의 크기로 3차원 혼합기(Turbula)를 이용하여 각각 20분씩 혼합하여, 사용하고자 하는 분말들이 균일하게 분포될 수 있도록 하였다.

2.2 압 출(Extrusion)

제조된 합금분말 중 150 μm이하의 분말을 6061 Al 캔에 장입한 후 이론 밀도의 70%로 성형하고 탈가스 장치를 이용하여 450°C까지 승온하면서 1시간동안 진공도를 약 5×10^{-2}torr까지 유지하는 탈가스공정(degassing)후 밀봉하고 압출하였다. 압출공정은 450°C로 30분간 예열한 후 550ton급 수평식 압출기를 이용하여 압출비 25 : 1, ram speed 3 mm/sec로 열간압출하였다.

2.3 압출재의 열처리

최적의 열처리조건을 도출하기 위하여 420, 440, 460, 480, 500°C로 온도를 달리하여 용체화처리를 하였으며, 시효는 일반적인 7000계의 시효처리온도인 120°C와 Al-Cu-Mg계의 시효온도인 180°C로 인공시효처리하였다. 이는 4원계 합금에서 Cu가 3원계의 G.P zone과 η상에만 고용하여, 분해과정은 3원계와 본질적으로 차이가 없다는 설과, 3원계의 상분해과정과 병행하여 Al-Cu-Mg계의 GP zone → S´ → S 의 과정이 일어난다는 이론[11,12]을 확인하기 위해 시행하였다.

2.4 특성평가

2.4.1 분말특성평가

분말의 입도분포는 FRITSCH사의 analysette 22를 이용하여 laser particle size 분석법으로 분석하였고, 45-63 μm의 분말만을 분급하여 조성변화에 따른 비표면적 차이를 AUTOSORB I를 이용하여 BET (Brunauer-Emmett-Teller)법으로 측정하였다. 분말의 열특성은 DSC(DLVAC SINKU-RIKO, Inc., MTS 9000)를 이용하여 20°C에서 520°C까지 승온속도 10°C/min로 분석하였다. 합금분말의 응고조직과 미세조직은 광학현미경(OLYMPUS OPTICAL Co, Ltd., PMG 3)과 주사전자현미경(SEM, AKASHI Co., Ltd., WB-6)을 통해 관찰하였다. 분말의 냉각속도는 단면조직에 나타나는 이차수지상간격(Secondary Dendrite Arm Spacing, SDAS)을 측정하여 평균값으로 산출하였고, 그 결과를 합금분말의 크기에 따라 나타내었다. 분말의 Ag의 함량변화에 따른 면간거리와 격자상수, 상분석은 Fe target(λ=1.93735Å)이 부착된 X-ray 회절기(Philips, Co., Ltd., PW1710)를 통해 시험, 조사하였다.

2.4.2 압출재 특성평가

압출재의 미세조직은 압출방향에 대해 수직 및 수평 단면을 광학 현미경과 SEM을 사용하여 관찰하였으며, 열처리 전후 압출재의 XRD분석을 통하여 석출상에 대하여 분석하였다. 경도측정은 마이크로 비커스 경도기(MATSUZAWA SEIKI Co. Ltd., MXT-α3)를 사용하여 하중 200g, 하중 유지시간 10초의 조건하에서 10회 측정하여 산술평균을 구하였다. 상온 및 고온 인장강도는 KS B0801 14A 인장시편으로 가공하여 시험하였으며 인장속도는 5 mm/min로 하여 측정하였다.

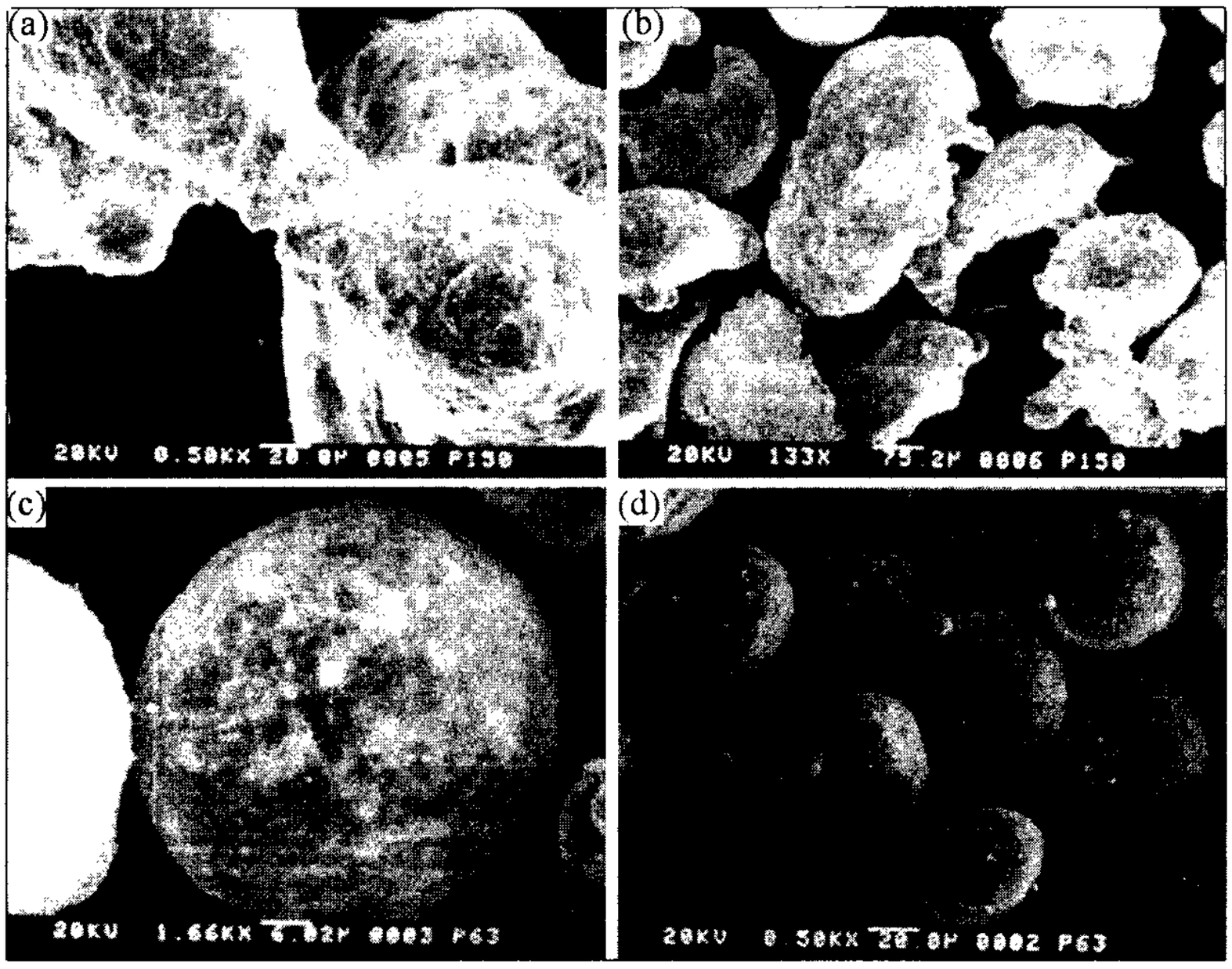

Fig. 1. Surface morphology of atomized powder(0.6wt% Ag) (a), (b) : 212 μm (c), (d) : 63 μm

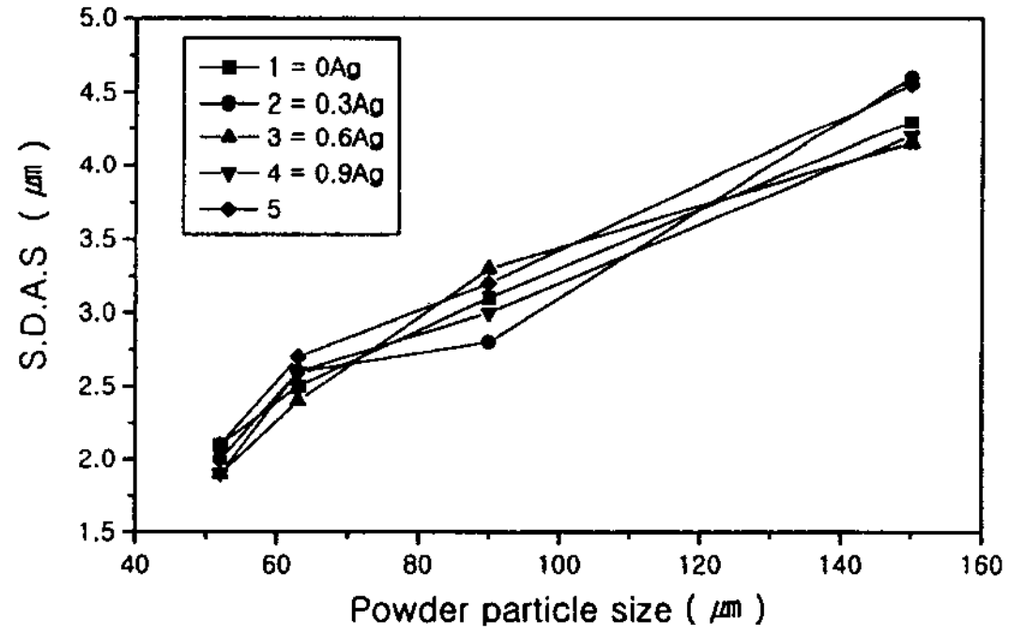

Fig. 2. S.D.A.S variations of different powder particle size

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 급속응고된 분말의 특성

Fig. 1와 Fig. 2에서 알 수 있는 바와 같이 가스분무법으로 제조한 분말은 입도가 증가함에 따라 냉각속도가 감소하여 2차수지상간격(SDAS)이 증가하였으며, 외형은 분말의 입도나 조성변화에 상관없이 전반적으로 구형에 가까운 형상을 보였다. 그러나 150㎛ 이상의 조대한 분말에서는 구형외에도 불규칙한 형상의 분말이 많이 관찰되었으며, 표면 또한 산화막에 의해 거칠어짐을 알 수 있었다. 입자크기가 작은 분말이 구형을 이루고 표면이 매끄러운 이유는 표면 에너지와 수축율, 미세구조적 특징등으로 볼 수 있다. 즉 액상분말이 냉각, 응고하게 되면 구형을 이루는 작은 크기의 분말에 비해서 큰 분말의 냉각속도가 느리므로 일정한 형태의 산화막에서 액상수축이 발생하게 된다. 따라서, 일그러진 요철의 외형이 생기게 되는 것이다[13]. 그러나, 본 실험을 통해 제조된 분말은 불활성 분위기 하에서 제조된 것이기 때문에 기존 대기 atomization에 비해서 분말 표면의 산화도가 감소했으며 분말의 형태도 우수했다. 그러나, Al합금의 산화력이 높고 분말 제조 후 보관 과정에서 대기중의 접촉을 피하기는 어려워 산화막 형성을 완전히 억제할 수는 없었으며 어느 정도의 산화막은 압출시 파쇄되어 분산강화 효과를 보이는 것으로 알려져 있다[14].

Fig. 3은 Ag변화에 따른 분말의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 것으로서 Ag 첨가량 변화에 따른 미세조직의 큰 변화는 관찰 할 수 없었다. 상온에서의 Ag 고용량이 정확하게 알려져 있지는 않지만 미세조직간의 차이가 없음을 볼 때 gas atomization에 의한 분말의 급속응고효과는 충분했다고 보여진다. gas atomization법으로 제조된 분말과 일반 I/M법을 이용해 제조한 합금의 미세조직을 비교해 본 결과, 분말의 응고조직은 모두 α수지상과 eutectic cell wall로 이루어

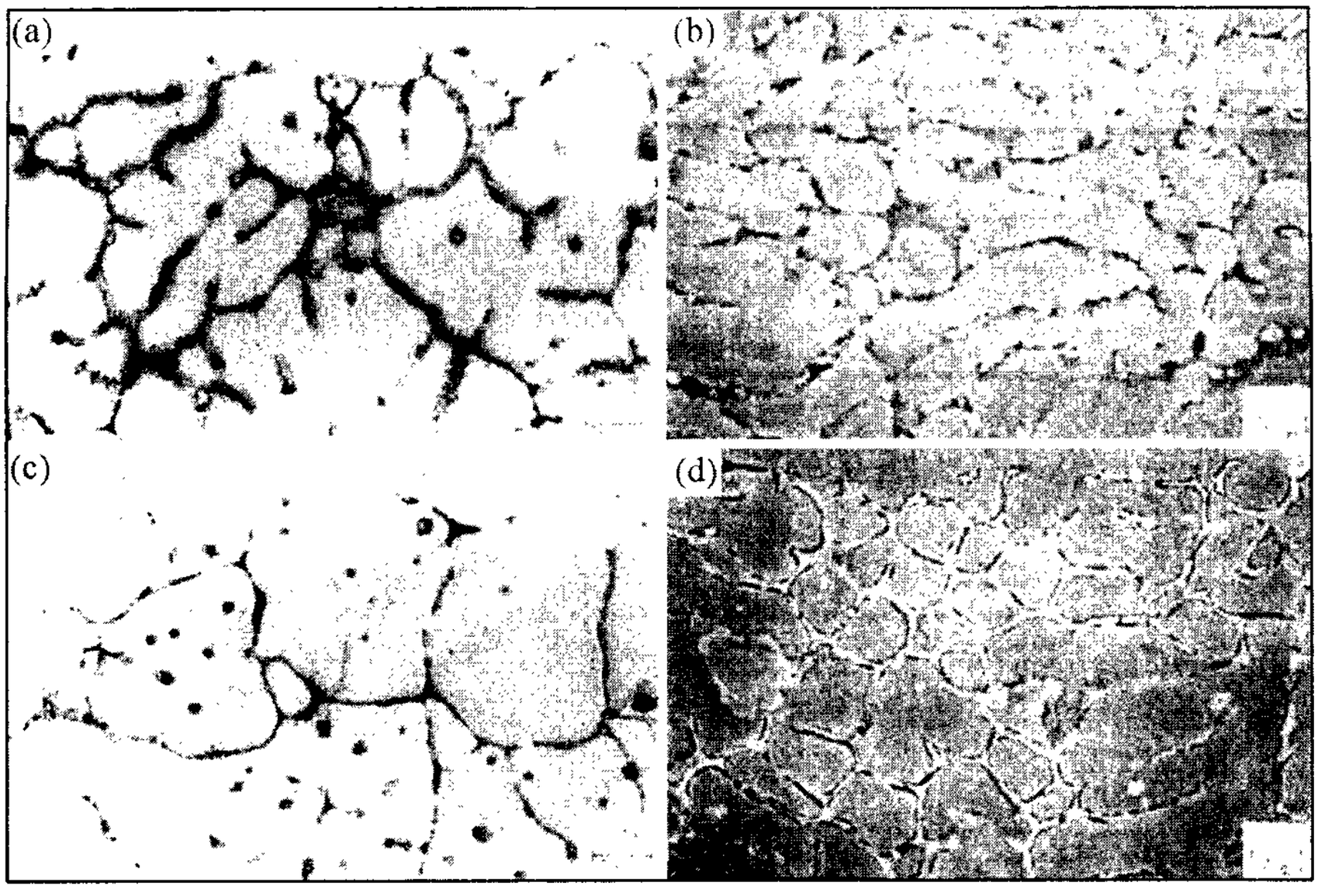

Fig. 3. Comparison of microstructure of ingot metal and powder (a) : I/M microstructure of 0 wt% Ag containing alloy (b) : P/M microstructure of 0 wt% Ag containing alloy (c) : I/M microstructure of 0.58 wt% Ag containing alloy (d) : P/M microstructure of 0.58 wt% Ag containing alloy

져 있음을 관찰할 수 있었고 입도가 증가함에 따라 α 상의 크기도 증가하고 있었다. 2차수지상의 크기는 입도별로 10회 측정하여 식 1[15]로 평균값을 산출하여 구하였다.

$$d = \frac{\sum li}{\sum ni - m} \qquad \text{(eq. 1)}$$

d : 2차 수지상 간격

l_i : 측정하고자 하는 수지상의 경계로부터 경계까지의 거리

n_i : l_i선과 수지상의 경계가 만나는 교점의 수

m : 측정한 횟수

이와 같은 α 2차수지상의 크기변화를 측정하여 식 2[16]를 이용하여 분말의 냉각속도를 추정하였다.

$$\lambda = b \times T\text{-}a \qquad \text{(eq. 2)}$$

(λ : 2차수지상간격 T : 냉각속도 a : 0.333 b : 46.42)

특히 아주 미세한 분말에서는 2차수지상의 관찰이 쉽지 않았다. 이는 미세한 분말입자에서는 냉각속도가 105°C/sec 이상으로 빨라서 2차 수지상의 생성이 억제되었기 때문이다.

Fig. 4에서와 같이 Ag조성변화에 따른 분말의 XRD

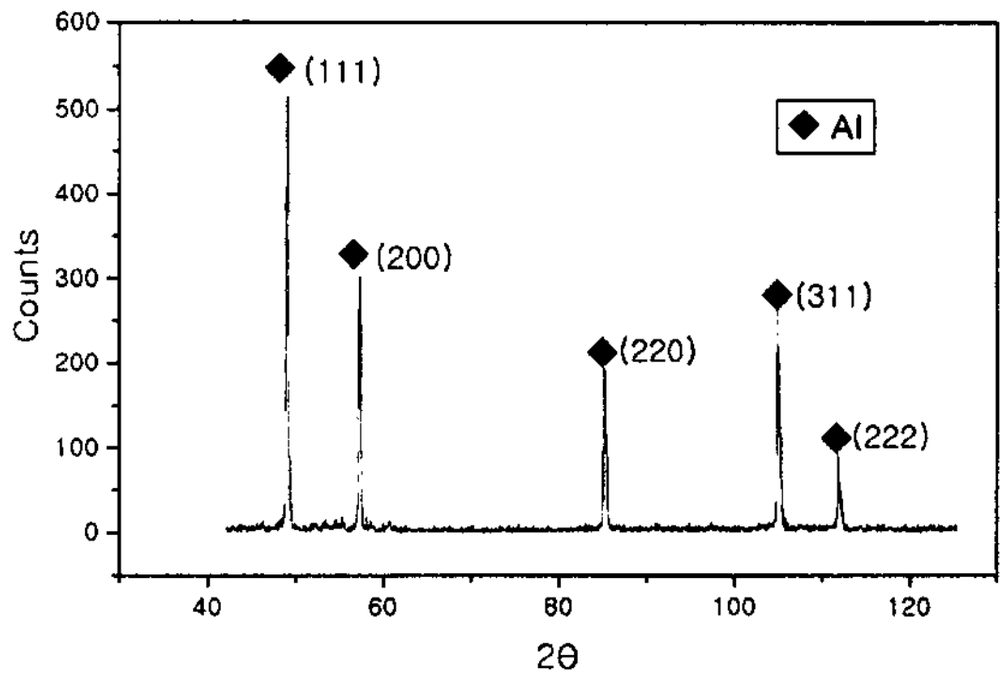

Fig. 4. XRD data of 0.6wt% Ag powder

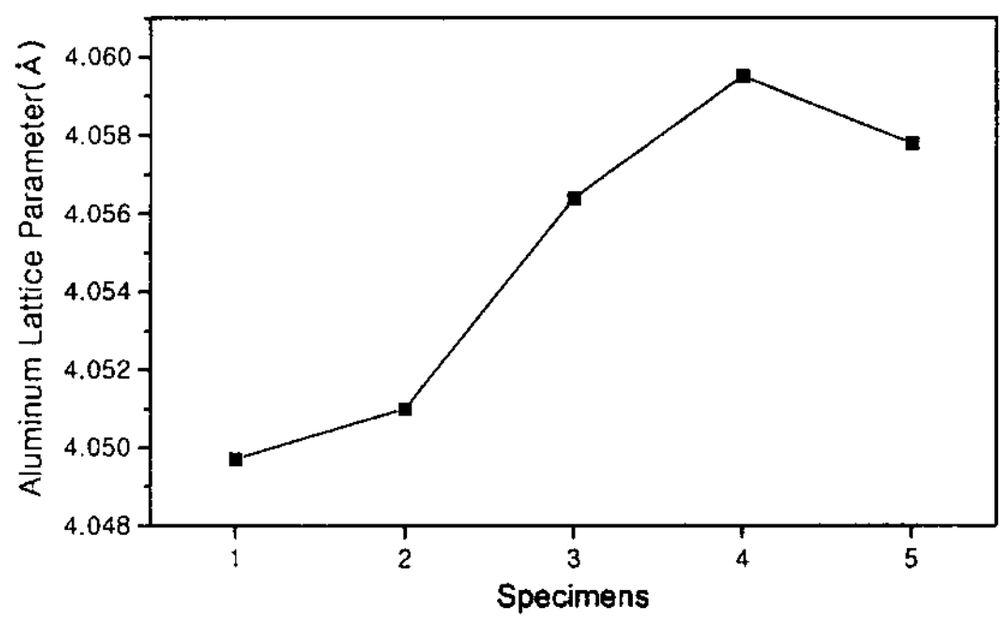

Fig. 5. Lattice parameter variation with alloy composition

분석을 행한 결과, 압출전의 분말상태에서는 Ag첨가에 의해 제 2상이 형성되었음을 판단하기는 어려웠으며, Al 기지의 격자상수 변화를 관찰한 결과, Fig. 5에서 알 수 있는 바와 같이 Ag 함량이 증가함에 따라 격자상수가 증가함을 볼 수 있다.

BET 측정을 통해 비표면적을 조사한 결과, Table 2에서 알 수 있는 바와 같이 gas atomization법으로 급속응고한 분말에서 조성변하에 따른 비표면적의 큰 변화는 없었다. Fig. 6은 DSC(Differential Scanning Calorimeter)를 사용하여 0.6 wt% Ag합금분말을 열분석한 결과로서 대략 120°C와 220°C 사이에서 석출과 관련된 발열반응이 일어나는 것으로 보인다. 이렇게 넓은 범위에서 반응이 일어나는 것은 Al-Zn-Mg계의 석출과 Al-Cu-Mg계의 석출이 공존하기 때문인 것으로 보인다[11,12].

3.2 압출재의 특성

Fig. 은 0.6 wt%Ag 압출재의 압출방향과 수직방향의 미세조직으로서 입자 및 금속간 화합물의 미세화를 관찰 할 수 있으며, 압출중에 합금분말 입자가 압출방향으로 연신되었음을 알 수 있다. 분말 표면의 산화층은 탈가스 처리와 압출공정을 거치며 미세해지고 파쇄되어 분말간의 접합에 큰 영향을 주지 않은 것으로 보이며 미세하게 파쇄된 산화막들은 오히려 분산강화 효과가 있는 것으로 알려져 있다. 열처리형 합금인 2000계 및 7000계 합금은 열처리를 통해 기계적 성질을 향상시키게 되는데, 이 중 T-6 처리는 용체화처리와 자연시효 및 인공시효의 단계를 거쳐 가장 높은 강도를 나타내게 된다. 이 용체화처리의 목적은 강화원소로 첨가된 Zn, Mg, Cu 등 비교적 용해도가 큰 원소들을 기지에 최대한 고용시켜 후속 처리 단계에서 미세하게 재석출시킴으로써 석출강화효과를 나타내려는데 그 목적이 있다. 그리고 급속응고된 분말의 경우에는 이와 같은 석출강화효과 이외에 과포화 고용된 천이원소들을 미세한 분산상으로 석출되게 함으로써 추가적 강화효과를 얻는데 그 목적이 있다. 따라서 열처리를 통해 기계적 성질을 개선시키기 위해서는 먼저 최적의 용체화처리 온도 및 시효시간을 정하는 것이 중요하다. 이

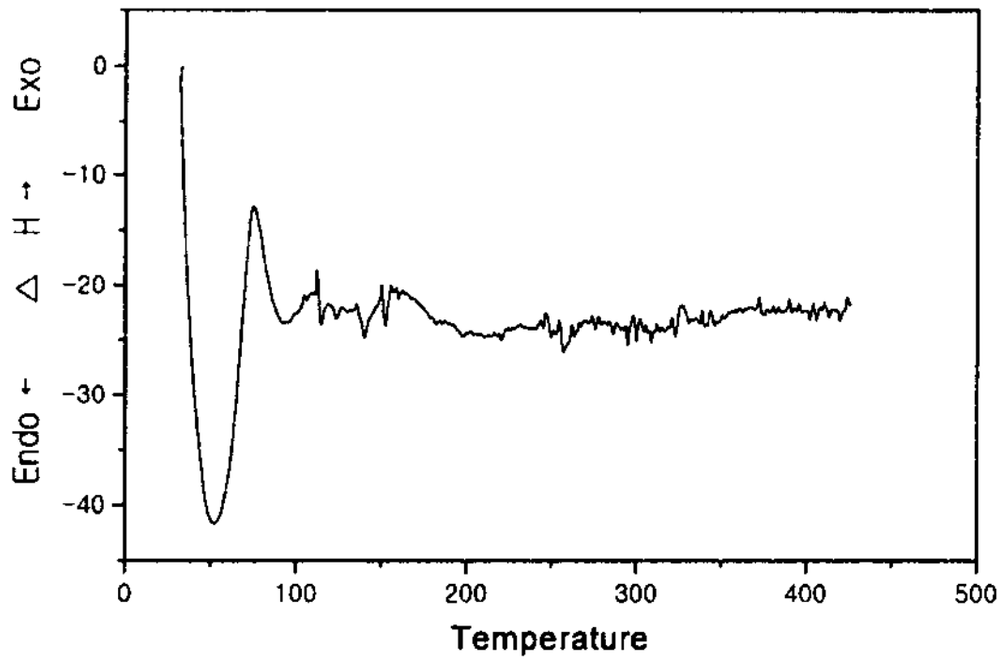

Fig. 6. DSC curve of 0.6 wt% Ag powder(heating rate : 10°C/min)

Table 2. Specific surface area with composition variation

specimens	Specific surface area (m^2/g)
Al-3.86Zn-2.88Cu-0.96Mg-0.09Zr	3.02×10^{-1}
Al-3.95Zn-3.14Cu-0.93Mg-0.09Zr-0.27Ag	3.57×10^{-1}
Al-4.07Zn-3.20Cu-0.88Mg-0.08Zr-0.58Ag	3.79×10^{-1}
Al-3.90Zn-2.85Cu-1.12Mg-0.12Zr-0.96Ag	4.58×10^{-1}
Al-3.62Zn-5.04Cu-0.90Mg-0.08Zr-0.64Ag	4.34×10^{-1}

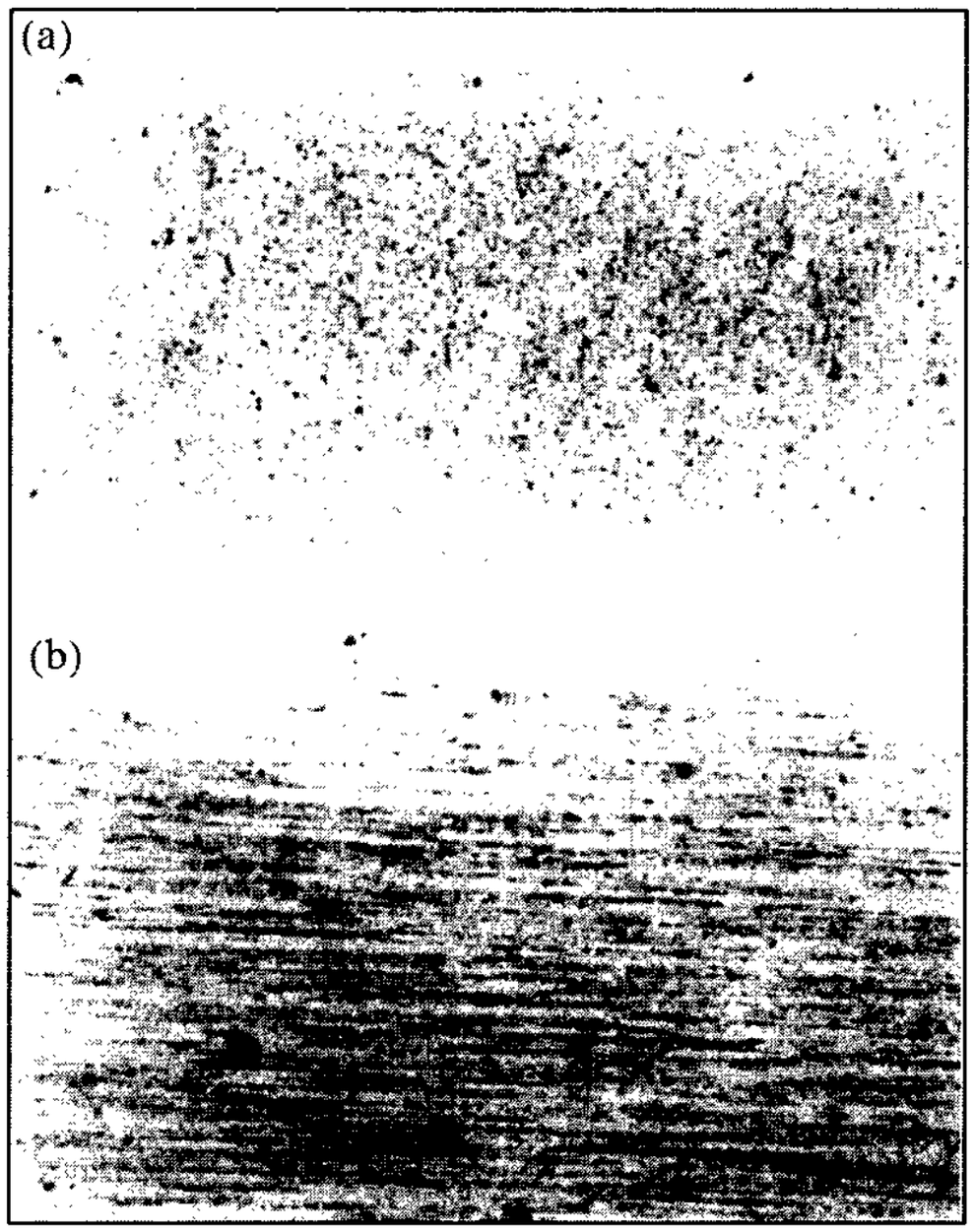

Fig. 7. Optical microstructures of extrudates (Al-4.07Zn-3.20Cu-0.88Mg-0.08Zr-0.58Ag) (a) Transverse (b) Longitude

를 위해 0.6 wt%Ag 압출재의 용체화처리 온도를 변화시키며 1시간씩 열처리한 후 경도를 측정한 결과 460°C와 480°C 사이에서 가장 높은 경도값(137 Hv)을 얻었다. 다음으로 최적의 인공시효시간을 정하기 위해 7000계의 기본적인 시효온도인 120°C (174 Hv)와 Al-Cu-Mg계의 시효거동까지 포함한다고 보고되고 있는 180(163 Hv)에서의 열처리시간 변화에 따른 경도를 측정하였다. 이를 통해 470°C에서 1시간 용체화처리 후 24시간 자연시효, 그리고 120°C와 180°C에서 각각 24시간씩 인공시효하는 공정을 선택하였다. 그러나 180°C 시효의 경우 약 16 시간 이후의 강도 증가량이 특별히 크게 나타나지 않았고 Cu의 함량이 많은 본연구에서 사용된 합금조성의 경우, 용체화처리 후 시효 경화가 일어나기까지의 incubation period와 시효경화가 포화될 때까지의 기간이 단축된다[11,12]고 알려져 있어 시간을 18시간으로 120°C에서의 시효 시간보다 줄여 시행했다.

120°C 시효와 180°C 시효시의 인장강도와 연신율을 측정한 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 또한 용체화처리 전과 처리 후의 밀도값을 측정하여 건전한 밀도치가 얻어지는지도 조사하였다. 그림에서 알 수 있듯이 인장강도는 Ag의 함량이 증가함에 따라 강도가 증가하는 반면 연신율은 떨어짐을 알 수 있었다. 그러나 5번 조성의 경우처럼 인장강도는 약간 떨어지고 연신율이 증가하는 것은 Al-Zn-Mg계의 주 석출상인 η상($MgZn_2$)이나 T상($Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$)보다는 Al-Cu-Mg계의 주 석출상인 θ상(Al_2Cu), S상(Al_2CuMg)의 석출이 더 지배적이기 때문인 것으로 추측된다. 120°C에서의 인공시효와 180°C에서의 인공시효시, 인장강도의 변화는 크게 나타나지는 않았다. 따라서 인장강도의 비교만으로는 120°C와 180°C의 시효온도 변화에 따른 석출반응의 차이는 구별하기가 힘들었다. 300°C에서 10분간 유지한 시편의 인장강도를 측정한 결과, 상온에서와 마찬가지로 Ag 함량이 증가함에 따라 인장강도가 증가

Table 3. Densities with compositon variation of extrudates

specimens	Density (%)
Al-3.86Zn-2.88Cu-0.96Mg-0.09Zr	99.34
Al-3.95Zn-3.14Cu-0.93Mg-0.09Zr-0.27Ag	99.47
Al-4.07Zn-3.20Cu-0.88Mg-0.08Zr-0.58Ag	99.16
Al-3.90Zn-2.85Cu-1.12Mg-0.12Zr-0.96Ag	99.35
Al-3.62Zn-5.04Cu-0.90Mg-0.08Zr-0.64Ag	99.56

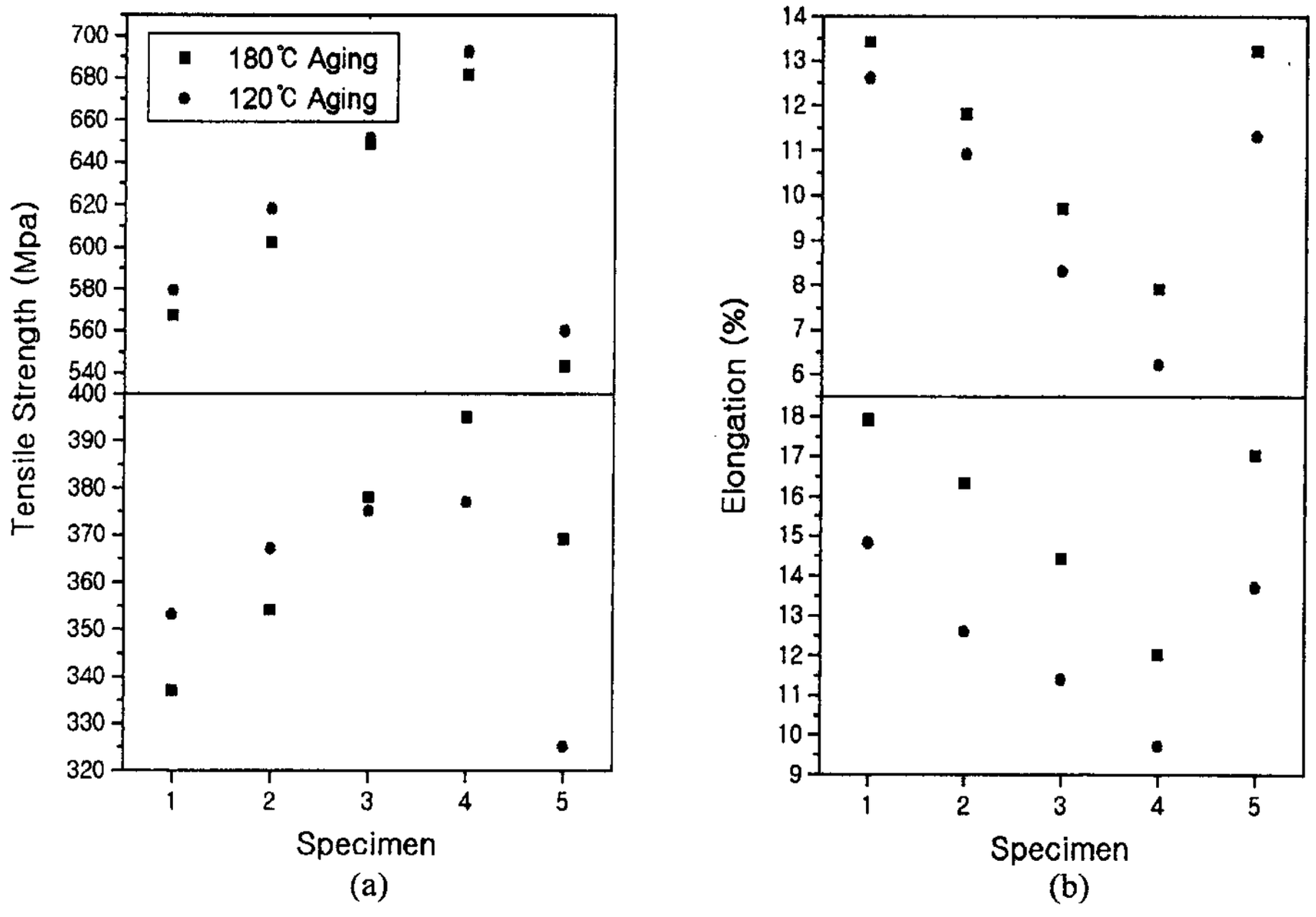

Fig. 8. Mechanical properties of extrudates on artificial aging (a) Tensile strength (the upper part) : room temperature (the lower part) : 300°C 10min maintenance (b) Elongation (the upper part) : room temperature (the lower part) : 300°C 10min maintenance (a) 120°C aging (b) 180°C aging

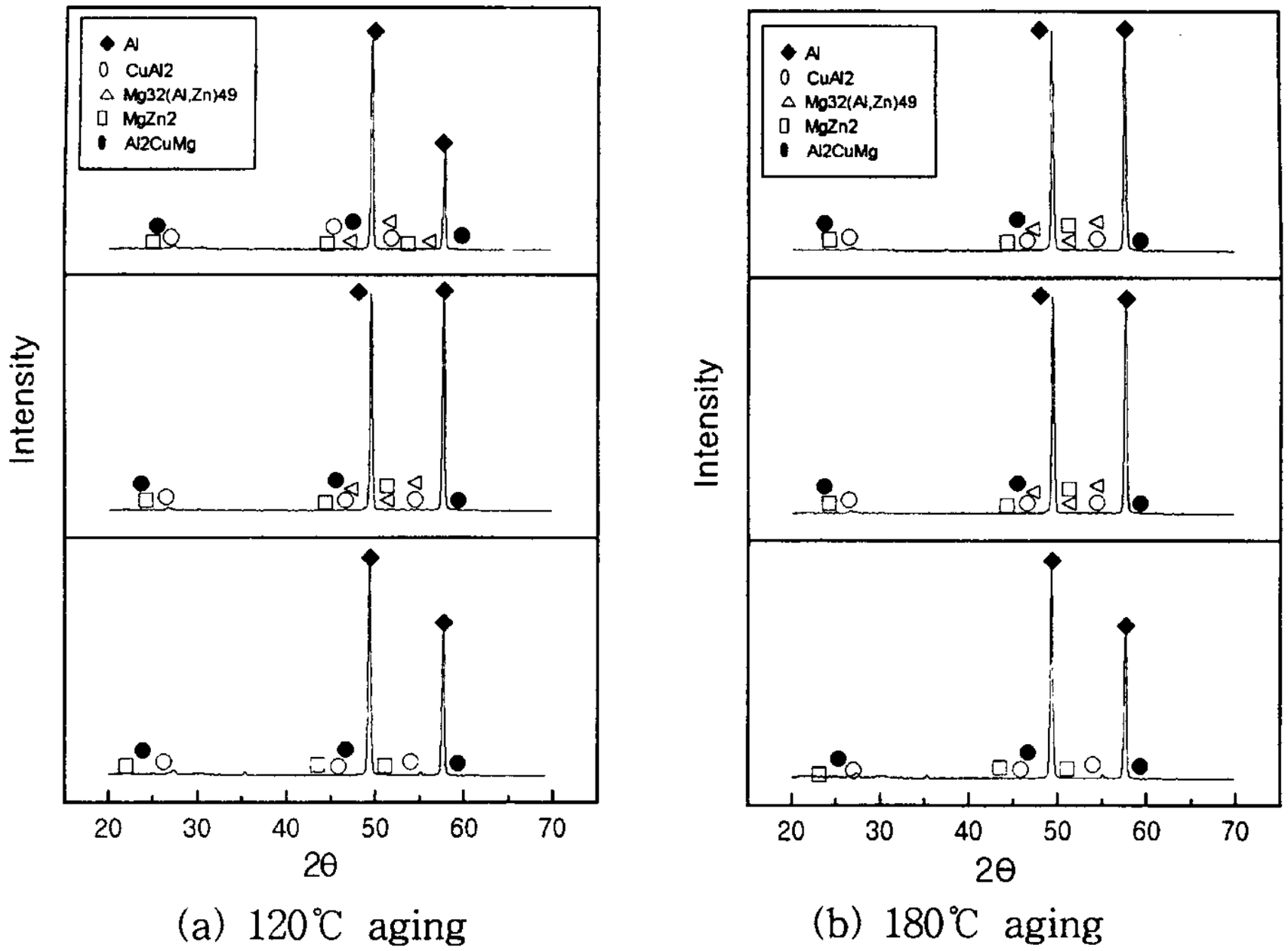

Fig. 9. XRD data of extrudates on artificial aging (the upper part) : Al-3.86Zn-2.88Cu-0.96Mg-0.09Zr (the middle part) : Al-4.07Zn-3.20Cu-0.88Mg-0.08Zr-0.58Ag (the lower part) : Al-3.62Zn-5.04Cu-0.90Mg-0.08Zr-0.64Ag

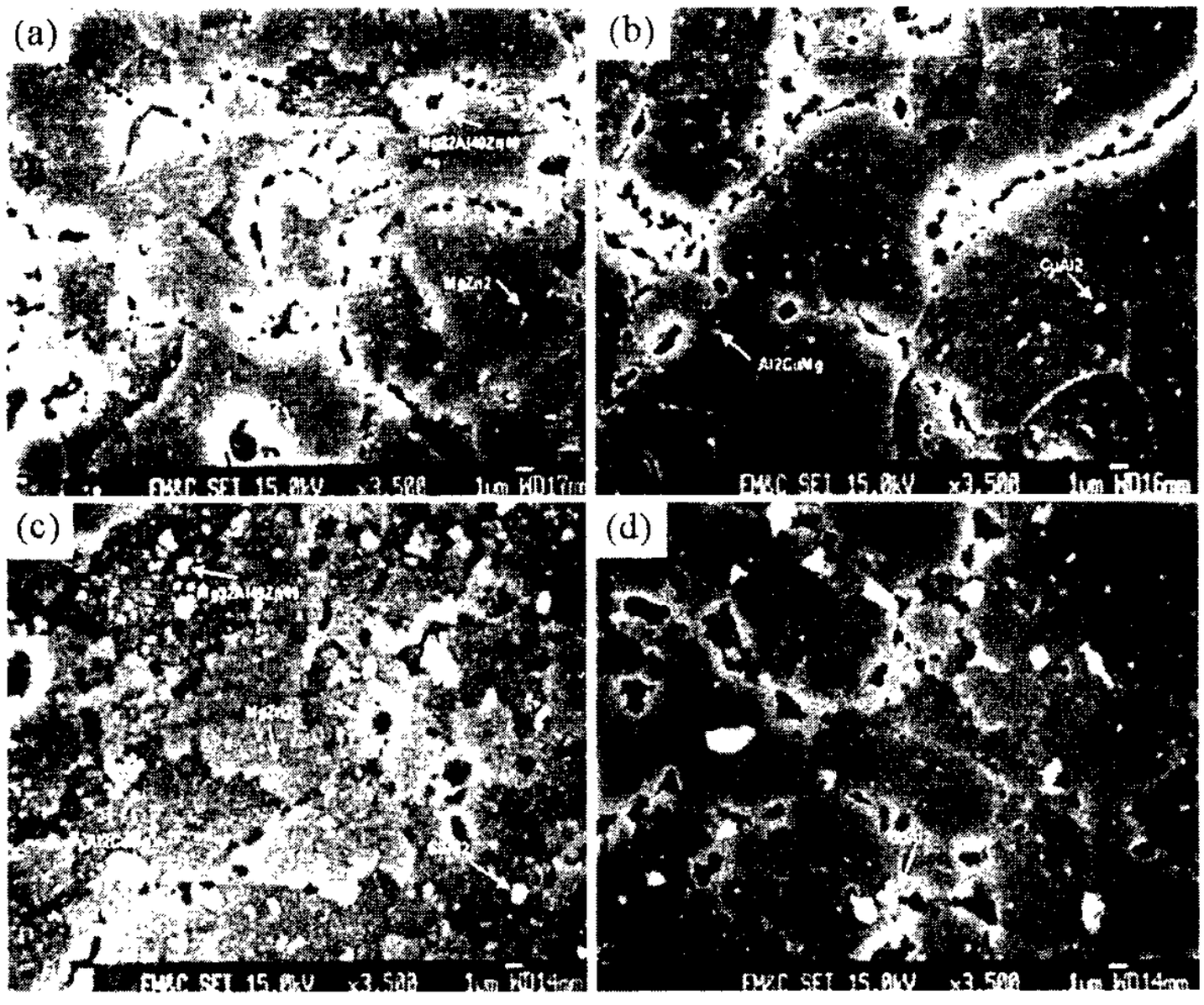

Fig. 10. Scanning electron microscope image of microstructures of extrudates on aging (a) Al-3.95Zn-3.14Cu-0.93Mg-0.09Zr-0.27Ag (120°C aging) (b) Al-3.95Zn-3.14Cu-0.93Mg-0.09Zr-0.27Ag (180 °C aging) (c) Al-3.90Zn-2.85Cu-1.12Mg-0.12Zr-0.96Ag (180°C aging) (d) Al-3.62Zn-5.04Cu-0.90Mg-0.08Zr-0.64Ag (180 °C aging)

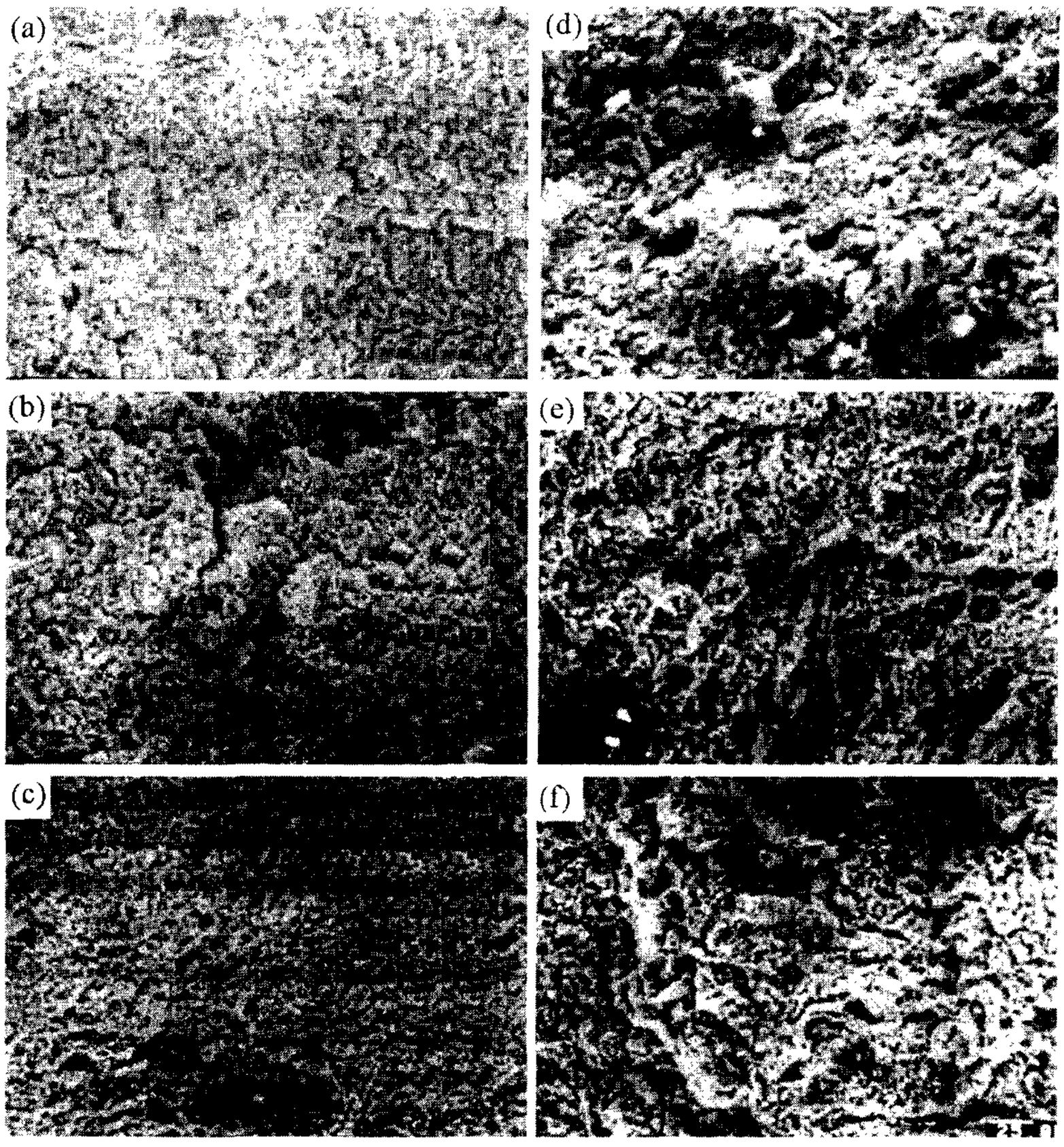

Fig. 11. Fracture morphologies of extrudates (a) Al-3.95Zn-3.14Cu-0.93Mg-0.09Zr-0.27Ag 120 °C aging (room temp) (b) Al-4.07Zn-3.20Cu-0.88Mg-0.08Zr-0.58Ag 120 °C aging (room temp) (c) Al-4.07Zn-3.20Cu-0.88Mg-0.08Zr-0.58Ag 120 °C aging (300°C, 10min maintenance) (d) Al-3.95Zn-3.14Cu-0.93Mg-0.09Zr-0.27Ag 180 °C aging (room temp) (e) Al-4.07Zn-3.20Cu-0.88Mg-0.08Zr-0.58Ag 180 °C aging (room temp) (f) Al-4.07Zn-3.20Cu-0.88Mg-0.08Zr-0.58Ag 180 °C aging (300°C, 10min maintenance)

로 강도는 약간 감소하고 연신율은 증가하는 경향을 보였다. 특히 Cu : Mg 비가 5 이상이어야만 Ω상이 석출한다는 주장을 입증할만한 자료는 뚜렷이 보이지 않았다. 이러한 인장시험 결과에서 알 수 있듯이 Ag가 증가함에 따라 상온 및 고온강도가 현저히 증가함을 알 수 있었다. 여기서 고온에서의 연신율이 상온과 비교해 그리 높지 않은 결과를 얻었는데, 이는 Ag 첨가에 의해 생성된 Ω상이 판상으로 존재하고 고온에서 안정하기 때문에 고온인장시 판상의 Ω상이 성장함에 따라 brittle fracture 요인이 증가했기 때문으로 보여진다.

압출재의 밀도를 조사하여 건전한 밀도의 압출재가 생성되었는지 조사한 결과를 Table 3에 나타내었다. 분석결과, 압출재 모두 이론밀도의 99%이상을 나타내는 건전한 압출재가 얻어졌음을 알 수 있었다.

Fig. 9은 압출재의 석출상 생성을 확인하기 위하여 XRD분석을 한 결과이고 Fig. 10은 field emission scanning electron microscope에 부착된 EDAX를 통해 석출상 및 모상의 성분분석을 행한 결과이다. 모든 조성에 걸쳐 7000계의 주 석출상인 $\eta(MgZn_2)$외에 2000계의 주 석출상인 S상(Al_2CuMg), θ상($CuAl_2$)등이 석출되었음을 알 수 있었다. 각 상들의 피크강도는 그리 크지는 않았으나, 120°C 인공시효의 경우는 η상이 좀 더 강하게 나타났으며, 180℃에서는 θ상과 S상도 강하게 나타났다. 그 외 T상도 존재하는 것이 관찰되었으나, 이것은 재료내의 편석에 의한 것으로 보인다.

일반적으로 θ상과 S상은 120°C 시효에서는 나타나지 않는 것으로 알려져 있으나, 본 연구에서는 미약하지만 두 상의 석출을 확인할 수 있었다. 특히 Fig. 10의 경우, 조대한 $CuAl_2$상의 석출을 확인할 수 있었으며 이는 Ag 첨가량 증가가 $CuAl_2$상의 성장속도에 영향을 미치는 것으로 추측된다. 또한 박재철 등에 의하면 Ag 첨가시 Al_2Cu상의 석출에 필요한 활성화에너지를 낮춰 이 상의 성장 밀도 분포에 영향을 미치는 것[17]으로 알려져 있으나 본 실험에서는 이것에 대한 구체적인 증거는 확인할 수 없었다. 특히 고온 안정상으로 알려진 Ω상의 석출여부는 확인할 수 없었는데 이는 Ω상이 석출되지 않았다고 판단하기는 어렵고 단지 Ω상 자체가 distortion된 θ상으로 X-ray 회절로는 구분하여 관찰하기가 어려운 것으로 판단된다.

압출재의 파괴 거동은 Fig. 11에서 알 수 있는 바와 같이, 전반적으로 연성파괴보다는 취성파괴의 경향을 나타내고 있다. 기존의 I/M의 경우는 인장시험시 분산물들이 전위의 이동을 방해하여 계면에 전위의 축적을 일으켜서 분산물과 기지간의 계면 결합력을 약화시키는 작용을 함으로써 딤플이 생성되어 연성파괴를 유발시켜 그에 따른 강화효과를 가진다고 알려져 있다. 그러나 본 연구에서 급속응고된 분말로 압출재를 제조한 경우에는 분산물에 의해 형성된 딤플을 관찰하기가 쉽지 않았다. 이는 인장시편의 파단이 주로 분말입자간의 접합부위에서 일어나고 입내에 존재하는 분산물의 강화효과에 의한 딤플구조의 형성은 일반 주조재에 비해 그 형성량이 적었기 때문인 것으로 추측된다. 또한 Cu양이 보다 증가했고, Ag 첨가에 의한 강도 상승 및 Ω상 생성으로 인한 취성 요인이 증가된 결과라고 생각된다. 특히, 고온에서의 파단면이 상온에서와 큰 차이가 없음은 앞에서도 언급했듯이 Ω상의 성장으로 인해 강도감소의 억제와 더불어 취성파괴의 요인이 커졌기 때문으로 추측된다. 그리고 조성 5처럼 Cu : Mg 비가 5정도인 합금에서도 파괴양상은 거의 유사했다.

4. 결　론

Ag 함량을 0 ~ 0.9 wt%로 변환시킨 7XXX계 Al 합금을 제조하고, 급속응고된 분말로 제조한 후 압출하여 각 공정의 공정변수와 첨가원소의 함량 변화에 따른 미세조직과 강도 변화를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 진공 N2 atomization법으로 급속응고분말을 제조하였으며, 실험에 이용된 분말은 150 μm 이하의 크기로 거의 구형에 가까운 형상이었으며 냉각속도는 평균 5 × 103°C/sec 이상의 높은 값을 보였다.

(2) 최적 열처리 조건을 결정하기 위하여 열처리 온도변화에 따른 용체화처리 후 경도변화와 시효시간 변화에 따른 경도변화를 조사하였다. 이를 통해 최적 열처리 조건은 470°C에서 1시간 용체화처리한 후 24시간 자연시효, 그리고 120°C와 24시간, 180°C에서 18시간 인공시효하는 것으로 조사되었다.

(3) 450°C, 5 × 10^{-2} Torr 진공도에서 1시간 탈가스한 후 압출비 25 : 1 로 제조한 압출재의 밀도는 99% 이상이었다.

(4) Ag 함량이 상이한 압출재들을 각각 압출, 용체화처리 전후, 시효처리 전후상태에서 경도와 강도값을 조사한 결과, 모두 Ag가 증가할수록 강도가 증가하였으나, Al-Cu-Mg계에 Ag 첨가시 석출에 의해 고온강도 유지에 큰 기여를 하는 것으로 알려진 Ω상은 관찰할 수 없었다. 그러나, 고온인장시의 강도 유지가 충분한 것으로 보아 Ω상이 석출된 것으로 추측된다.

(5) 0.9 wt%Ag를 첨가한 Al-Cu-Zn-Mg합금의 경우, 인장강도 약695 MPa, 연신율 6%의 가장 우수한 기계적 성질을 보였다.

참 고 문 헌

[1] Y. T. Hyon, Y. T. Lee : "The Information of Steel Technology", (1992) p.83

[2] J. D. Embury, D. J. Lloyd, T. R. Ramachandran : Treatise on materials science and techology, Vol 31, Ed. A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, Acadamic Press Inc. (1989) p.582

[3] H. Jones, C. Suryanarayana : J. Materials Science, Vol 8 (1973) p.705

[4] F. Sato, M. Abo : Sumitomo Light Metal Technological Reports, Vol 32, No. 2 (1991) p.108-115

[5] E. Lavernia, G. Rai, N.J. Grant : J. of Materials Science and Engineering, Vol 79, (1986) p.211-221

[6] B. C. Muddle, I. J. Polmear : Acta Metall, Vol 37, No 3, p.777-789

[7] B. Skrotzki, E. A. Starke. Jr., G.J. Shiflet : The 4th International Conference in Aluminim alloys p.40

[8] B. Q. Li, F. E. Wawner : Acta Mater, Vol 46, No 15, (1998), p.5483-5490

[9] A. Gang, J.M. Howe : Acta Metall. Mater, Vol 39, No 8, (1991), p.1925-1937

[10] R. W. Fonda, W. A. Cassada, G. J. Shiflet : Acta Metall.

Mater, Vol 40, No 10, (1992), p.2539-2546
[11] G. Song : "Nonferrous Materials and Heat Treatment", (1997), p.69
[12] C. H. Lee, J. J. Lee, B. Y. Kim, C. H. Bae : "Nonferrous Materials" (1994), p.288
[13] Erhard Klar : "Rapid Solidification Technology", (1983), ASM
[14] Y. W. Kim, W. M. Griffith, F. H. Froes : J. of Metals, August, (1985), p.27
[15] J. of Light Metal, Vol. 38, No. 1, (1988), p.54
[16] George Frommeyer : "Microstructures of Melt-Atomized and Rapidly Solidified Eutectic Fe-C Alloys."
[17] J. C. Park, D. H. Kim : Journal of the korean Foundarymen's Society, Vol. 19, No. 3, (1999), p. 216