

|||||||
論 文
|||||||

급속응고한 Al-Mg 합금의 미세조직 및 인장특성에 미치는 첨가원소의 영향

박현호 · 박종성 · 김명호

Effects of Alloying Elements on the Microstructure and Tensile Properties of Rapidly Solidified Al-Mg Alloys

Hyun-Ho Park, Chong-Sung Park and Myung-Ho Kim

Abstract

In order to study effects of Cu and Be on the microstructure and tensile properties of rapidly solidified Al-Mg alloys, Al-Mg-Cu-Be alloys have been rapidly solidified by inert gas atomization process. Microstructure of rapidly solidified Al-Mg-Cu-Be powders exhibited refinement and good dispersion of Be particles as increasing of solidification rate. Solidification rate of atomized powders was estimated to be about 5×10^3 °C/s. Inert gas atomized Al-Mg-Cu-Be powders were hot-processed by vacuum hot pressing at 450 °C under 100 MPa and hot extruded with reduction ratio in area of 25 : 1 at 450 °C. The extruded Al-Mg-Cu-Be powders consisted of recrystallized fine Al grains and homogeneously dispersed fine Be particles, and exhibited improved tensile properties with increase in Cu content. Al₂CuMg compounds precipitated in grain and grain boundaries of Al-Mg-Cu-Be alloys with aging heat treatment after solution treatment. Hardness and tensile properties were improved by increasing Cu content and Be addition. Compared with extruded Al-Mg-Cu powders, the extruded Al-Mg-Cu-Be powders exhibited finer recrystallized grains and improved tensile properties by dispersion hardening of Be and subgrain boundaries pinned by fine Be particles. After aging treatment, hardness and tensile properties were improved due to restricted precipitation by increasing of dislocation density around Be particles in matrix.

(Received February 28, 1997)

1. 서 론

용융금속을 급속응고할 경우 기존의 주조법으로는 얻을 수 없는 고용도 증가에 의한 과포화 고용체의 형성, 결정립의 미세화, 편석의 감소로 인한 조성의 균질화, 비평형상이나 준안정상의 형성 등의 여러 가지 특징들이 나타난다. 또한 급속응고된 Al 분말이나 박편을 적당한 방법으로 성형시키면 분말이나 박편 표면에 형성된 산화피막이 성형시에 Al기지로 분산되어 산화물 분산강화 효과가 나타나기도 하며 분말입자에 의한 하부 조직 강화(sub-structural strengthening)현상을 얻을 수도 있다[1].

수송기기용 재료 등에 사용할 고강도 경량 합금에 있어서 각 합금의 우수성은 경량화(weight saving)효과에 의해 판단할 수 있다. Li, Mg, Si 등이 Al내에서 용질원자로 첨가되었을 경우 밀도감소에 효과적인데

Al-Li 합금은 아직까지 활발히 연구가 진행되고 있는 상태이며, Si의 경우는 다이캐스팅에 의해 제조된 Al-8Si-3Cu 합금의 연신율이 3% 정도로 매우 낮다. 다음으로 고려되는 원소가 Mg인데 탄성율은 약간 저하시키지만 Al-Mg 합금의 강도향상만 보장된다면 Al-Li 합금계 다음으로 효과적인 합금계로 여겨진다[2].

이러한 저밀도의 경량 고강도 Al-Mg 합금을 개발하는데 있어서 I/M(Ingot Metallurgy)에 비해 P/M(Powder Metallurgy)이 여러 가지 장점을 갖는데 ① 미세한 결정립, ② 제 2상 입자의 미세화 및 이들의 균일 분산, ③ I/M으로는 첨가가 매우 어려운 원소의 첨가 등이다. 이러한 장점들은 P/M이 기본적으로 분말을 사용하는 공정이라는 데에 기인하는 것이다. 분말제조는 분무화 공정을 통해 이루어지는데 이때 작은 용탕액적이 효과적인 열축출체와의 순간적인 접촉으로 인해 상용의 주조법보다 훨씬 빠른 응고속도로 냉각

인하대학교 공과대학 금속공학과 (Dept. of Metallurgical Engineering, Inha University, Incheon, 402-751)
급속응고 신소재연구소(RASOM)

되어서 결국 P/M의 장점은 급속응고를 통한 장점이라고도 말할 수 있다[3].

Al-Mg 이원계 합금 뿐 아니라 Mn이나 Cr 등 Al에 대한 고용도가 매우 작은 합금원소를 첨가하여 분산강화 효과를 얻어 인장강도 특성을 향상시키려는 연구가 널리 진행되고 있는데, 이러한 분산 입자의 분산강화 거동은 재가열시 결정립 성장의 지연과 압연 등 가공시 결정립 미세화 효과 등에 의해 인장특성을 향상시키는 것으로 알려져 있다[4]. 단지, 연신율의 상당한 감소가 단점으로 지적되는데 이것은 급속응고법을 이용하여 합금원소의 편석을 감소시킨다면 연신율 감소의 폭은 줄일 수 있을 것으로 판단된다.

따라서, Al-Mg 합금에 밀도가 큰 Mn이나 Cr 대신 밀도가 매우 낮은 Be를 첨가한다면 Al기지내에서 고용도가 매우 작은 Be이 분산상으로 거동하여 강도특성을 향상시키는 분산강화 효과 이외에 경량화 효과 또한 기대할 수 있다. 또한 Al-Mg 합금에서는 미량의 Be만을 첨가하여도 고온에서의 산화를 줄일 수 있다. 이것은 Be이 재료의 표면으로 확산하여 높은 체적비 (high-volume ratio)의 산화물을 형성하기 때문이다. Be은 Al의 내식성에는 영향을 끼치지 않는 것으로 보고되고 있다[5].

Al-Mg 합금계의 석출에 미치는 미량원소 첨가 효과에 대해서는 Ag가 첨가되었을 경우 Al-10%Mg에 0.5wt.% Ag를 첨가하면 중간상의 석출이 2원 합금에 비해서 촉진되며 조직은 미세화되고 시효경화량이 증가한다고 보고된 바 있다[6]. 또 Elkum 등의 보고에 의하면, 과포화시에 핵생성하는 Mg_2Al_3 가 100°C에서 유지하여 시효할 때 석출되어 나타난다고 하였고, 이때의 핵생성 영역은 결정입계와 prismatic 전위의 영역에서 공공이 고갈되어 임계과포화가 일어난다고 보고하였다[7].

또한 Al-Cu-Mg 합금의 경우 시효열처리를 행하면 orthorhombic 구조의 Al_2CuMg 석출물이 {210}면에서 <001> 방향으로 석출한다고 알려져 있다[8, 9].

따라서, 시효열처리를 행할 경우 Al-Cu-Mg의 조성을 갖는 3원계 화합물이 석출하고 석출물의 석출양상과 미세화 및 균일분산 정도 등에 따라 강도향상에 기여할 것으로 기대된다.

본 실험에서는 Cu와 Be 함량을 달리하여 inert gas atomization 공정을 통해 Al-Mg-XCu-YBe 합금계 분말을 제조하였고 그에 따른 미세조직과 기계적 성질

의 변화를 고찰하였으며 또한 열간가공 후 열처리를 통해 수반되는 미세조직 및 기계적 특성의 변화를 Be 첨가에 의한 분산강화 및 석출경화 기구의 변화와 Cu 첨가에 따른 시효경화 효과 등에 중점을 두어 고찰하였다. 또한 밀도와 강도사이의 상관관계를 통해 고강도 경량 재료로서의 급속응고된 Al-Mg 합금의 제조 및 응용성에 대해 고찰하였다.

2. 실험방법

Al-Mg-Cu-Be 합금을 용해하기 위해 pure Al(>99.8%Al), pure Mg(>99.8%Mg), pure Cu(99.9%Cu), Al-5wt.%Be 모합금을 각각의 조성비에 따라 장입계산하여 60호 내화물 도가니에 장입한 후 전기저항로에서 용해하였다. 특히 본 실험에 사용한 Al-5wt.%Be 모합금은 편석이 적은 분말압출재를 사용하였다.

전기로에서 용해하여 준비한 Al-7Mg-1Be, Al-7Mg-4Cu, Al-7Mg-1Be-(0, 1, 2, 4)Cu 용탕을 직경 4φ의 노즐을 통해 질소가스를 이용하여 분무하였으며 이때 apex angle은 45°, 질소 가스압력은 약 20 kgf/cm²였고 이를 통해 계산한 Gas/Metal 비는 약 1.6 정도였다. 분사하여 제조된 분말을 U.S. Standard Sieve를 사용하여 <44 μm, 44~125 μm, 125~177 μm, 177~250 μm의 네가지 크기범위로 각각 분류하고 표면양상과 분말단면의 미세조직을 관찰하였다. 또한 이중 각각의 분무시에 동일하게 가장 높은 분율로 회수할 수 있었던 44~125 μm 범위의 분말을 사용하여 이후의 실험을 진행하였으며 분말은 methanol 용액내에서 10분간 초음파세척을 실시하여 사용하였다.

상대적으로 느린 응고속도로 응고한 경우를 비교하기 위해 분무화 공정을 실시한 모든 실험합금 조성의 각각에 대해 직경 50 mmφ의 환봉형 금형에 주조하였다. 이때 금형예열온도는 약 200°C, 냉각속도는 약 4°C/s 정도였으며 약 700 g급의 잉고트를 얻을 수 있었다.

급속응고법에 의해 제조된 재료는 대부분 그 특성은 우수하지만, 급속응고 공정전의 잉고트 자체의 거시편석에 의해 급속응고 과정의 단계별 산물이 일정한 조성을 유지하기 어렵다. 또한 대부분 급속응고된 재료의 부피가 매우 작기 때문에 bulk화를 위한 공정을 필요로 한다[9]. 본 연구에서는 이를 위해 진공열간가압성형(vacuum hot pressing)공정과 열간 압출(hot

extrusion)공정을 이용하여 각각의 조성에 따른 분말을 성형하고 압출재로 제조하였다.

분무법에 의해 제조된 Al-Mg-Be-Cu, Al-Mg-Cu, Al-Mg-Be 합금을 6061 Al 캔에 장입하여 진공도 5×10^{-4} torr, 성형온도 450°C, 성형압력 100 MPa의 조건으로 성형하였다. 열간 압출 공정은 우선 진공열간 가압성형체를 압출 컨테이너에 넣고, 램속도 2.2 mm/s, 압출 온도 450°C에서 25:1로 열간 압출하였다.

Al-Mg-Cu계는 2개의 3원 공정반응이 존재한다. 그 하나는, Liquid $\rightarrow \alpha + Al_2Cu + Al_2CuMg$ 의 공정점으로 33.1wt.%Cu, 6wt.%Mg으로 공정온도는 508°C이다. 다른 하나는, Liquid $\rightarrow \alpha + Mg_{32}(Al, Cu)_{49} + Mg_2Al_3$ 로써 2.7wt.%Cu, 32wt.%Mg이며 공정온도는 450°C이다. 508°C에서 2wt.%Mg이상, 4wt.%Cu이상의 조성에서는 $\alpha + Al_2CuMg$ 의 영역이 되어 전형적인 석출형 합금 조성이 된다. 용질원소를 기지내로 강제고용시켜 고용경화 및 시효석출을 위한 전단계 열처리로서 용체화처리를 실시하였다. 용체화처리 온도는 Cu/Mg비에 의해 달라지지만 Al-Al₂Cu-Al₂CuMg의 공정온도가 508°C이므로 이것을 고려하여 보통 505°C에서 행해지는 경우가 많다[10].

따라서, 시효열처리를 하기전에 우선 Mg 및 Cu를 Al기지내로 강제고용시키기 위해 용체화처리를 505°C에서 행하였으며 두께 약 5 mm 정도를 갖는 시편에서 적정 유지시간인 1시간 동안 유지시켰다[4]. 시효열처리는 190°C에서 1시간 간격으로 시편을 꺼내 수냉하여 실시하였다. 열처리한 시편의 경도측정은 Vickers 경도기(Matsuzawa 사의 MXT-DX digital type)를 사용하여 측정하였다.

각 압출재는 ASTM sub-size 규격으로 인장축을 압출방향과 평행하게 인장 시험편을 제작하여 인장시험기(Instron 1342)로 상온에서 인장시험을 행하였다.

광학현미경조직은 증류수와 수산화나트륨, 페로시아나화 칼륨(K₄Fe(CN)₆·3H₂O, potassium ferrocyanide)의

용액으로 부식한 후 관찰하였고, 분말의 입형 및 표면 그리고 인장시편의 파단면은 주사전자현미경(SEM)을, 또한 열간 가공 후 생성된 재결정조직과 Be 및 석출물 등은 투과전자현미경(TEM)을 각각 이용하여 관찰하였다. 이 때 TEM관찰을 위한 시편은 -20°C에서 25%nitral 전해액중에서 twin-jet polishing하여 준비하였고 가속전압 200 kV의 Philips CM30으로 관찰하였다. 인장시험된 시편에서 시료를 채취하여 I.C.P. 방법으로 화학조성을 분석하였으며 그 결과는 표 1과 같다.

3. 결과 및 고찰

분무화 공정을 통해 제조된 분말의 입도분포는 Fig. 1과 같았다. 250 μm까지의 분말을 분류하였을 때 약 44~125 μm 범위의 분말을 각각의 조성에 대한 분무화 공정에서 가장 많은 무게분율로 재현성있게 얻을 수 있었다. 분무화 공정시 일반적으로 다른 변수들이 고정되고 가스압력만 증가하였을 때 분말입경은 감소하는데 이는 가스/금속비(Gas/Metal ratio)의 증가에 따른 가스의 mass flow rate의 증가에 따른 것이다[11]. 본 실험에서는 일정량의 가스를 사용하여 용탕을 분사하였기 때문에 분사의 후반기에서 가스량이 줄어들어 감에 따라 가스/금속비가 감소하여 분말의 직경이 커졌을 것으로 판단된다.

Fig. 2(a)는 분무화 공정을 통해 제조된 분말의 표면을 주사전자현미경(SEM)을 통해 관찰한 것으로 분말

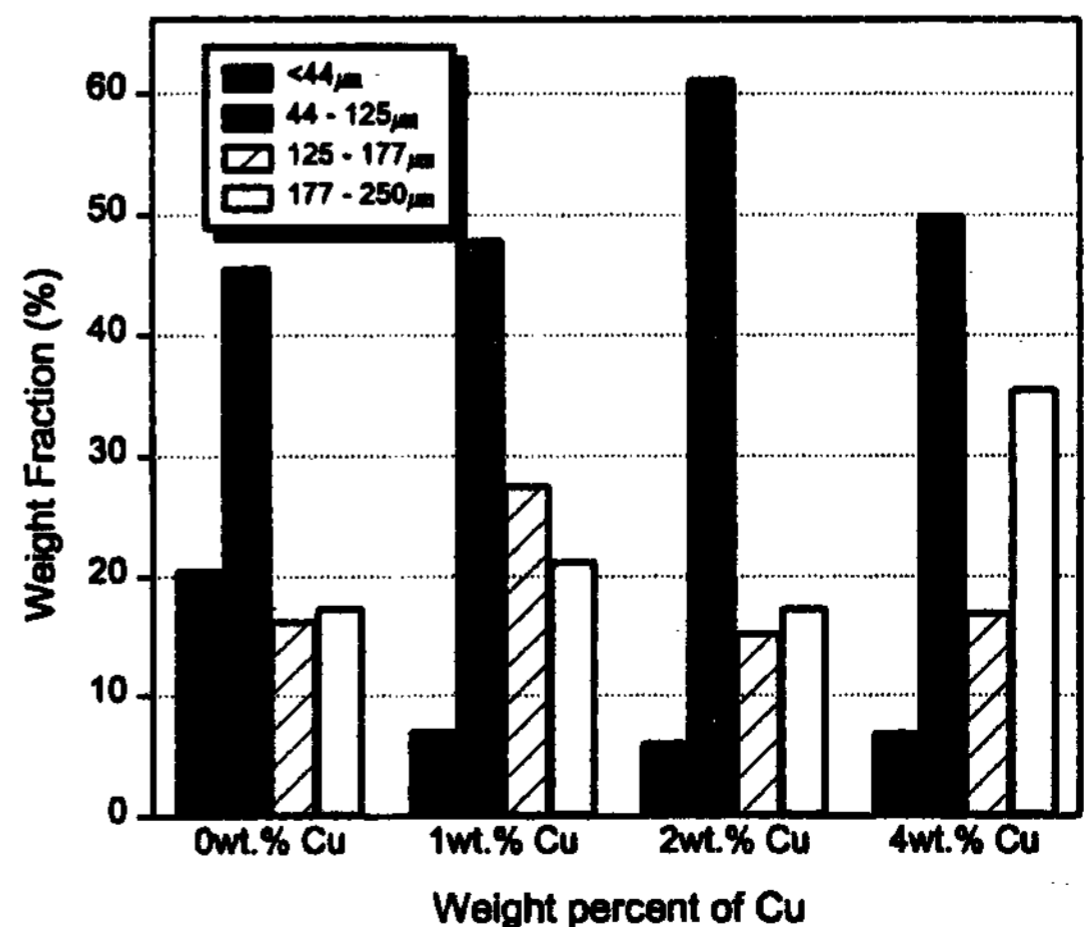


Fig. 1. Particle size distribution of inert gas atomized Al-7Mg-1Be-XCu alloys.

Table 1. Chemical composition of alloys (wt.%).

Alloys	Al	Mg	Be	Cu
Al-7Mg-1Be	balance	7.10	0.94	-
Al-7Mg-1Be-1Cu	balance	7.31	0.95	0.99
Al-7Mg-1Be-2Cu	balance	7.62	0.91	1.94
Al-7Mg-1Be-4Cu	balance	7.21	0.93	4.00
Al-7Mg-4Cu	balance	7.23	-	4.12
Al-7Mg-1Be	balance	7.34	0.96	-

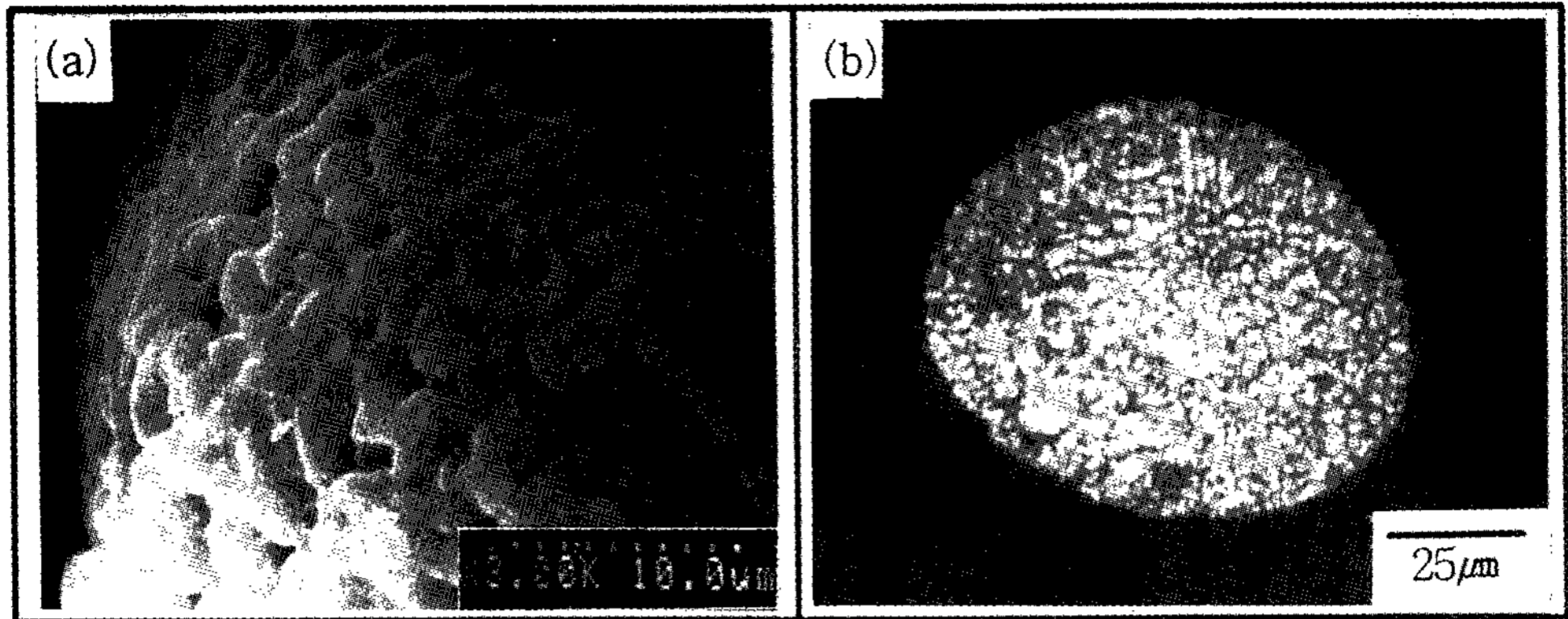


Fig. 2. Scanning electron micrographs of (a) the surface morphology and (b) microstructure of Al-7Mg-4Cu-1Be powders.

표면에서 전체적으로 수지상이 발달해 있음을 관찰할 수 있다. 이러한 분말의 단면을 광학현미경으로 관찰한 결과 Fig. 2(b)에서처럼 미세한 수지상과 셀조직이 혼재해 있는 것을 확인할 수 있었다. 냉각속도는 본 실험에 사용한 분말의 경우 직경 44~125 μm, 이차수지상 간격이 약 2~4 μm 정도였고 이를 통해 계산된 냉각속도는 평균 약 5×10^3 °C/s 정도였다. 이러한 냉각속도는 분사주조(spray casting)공정보다는 빠르고 수분사(water atomization)공정이나 splat quenching 공정보다는 느린 냉각속도이다[11].

Al-Mg-Cu-Be 합금의 미세조직 및 인장특성에 미치는 급속응고의 영향을 파악하기 위해 잉고트와 분무화 공정을 통해 급속응고시킨 분말을 동일한 열간가공을 거치게 한 후 미세조직을 관찰 및 인장시험을 행하였다.

Cu량을 변화시킨 4가지 합금에 대한 이론밀도와 열간가공을 거친 후의 분말압출재 밀도를 측정된 결과, Cu 함량이 가장 많은 Al-7Mg-4Cu-1Be합금의 경우의 밀도가 약 2.72 g/cm³ 정도로서 순 알루미늄의 밀도가 2.70 g/cm³인 것을 고려한다면 저밀도 합금계로서 본 합금계는 적당하다고 판단되었다.

Fig. 3(a)는 Al-7Mg-4Cu-1Be 합금의 주조재를 압출재의 미세조직이다. 주조재를 압출한 경우 응고시 형성된 조대한 Be 입자가 약간 깨진 형태로 압출방향으로 배열된 조직을 보였다. 결정립은 이방성이 없는 등축재결정조직을 보였으며, 결정립크기는 평균 약 10~20 μm 정도였다. Fig. 3(b)는 분말을 압출한 경우의 미세조직인데 결정립 크기가 약 2~4 μm 정도로 주조재를 압출한 경우와 비교해서 약 5배 이상 결정립 크기가 작음을 알 수 있었다.

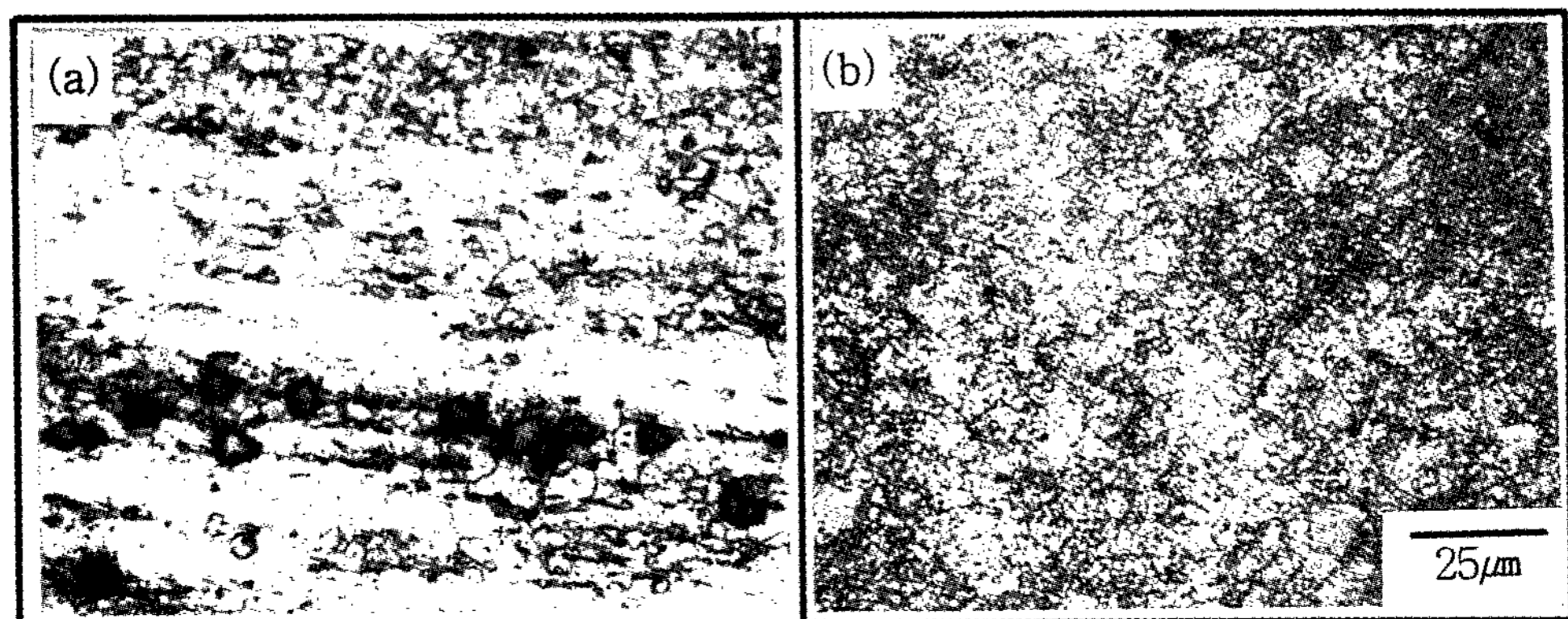


Fig. 3. Optical micrographs of (a) the ingot and (b) the inert gas atomized Al-7Mg-4Cu-1Be powders extruded at 450°C with reduction in area of 25 : 1 after vacuum hot pressed at 450°C (longitudinal section).

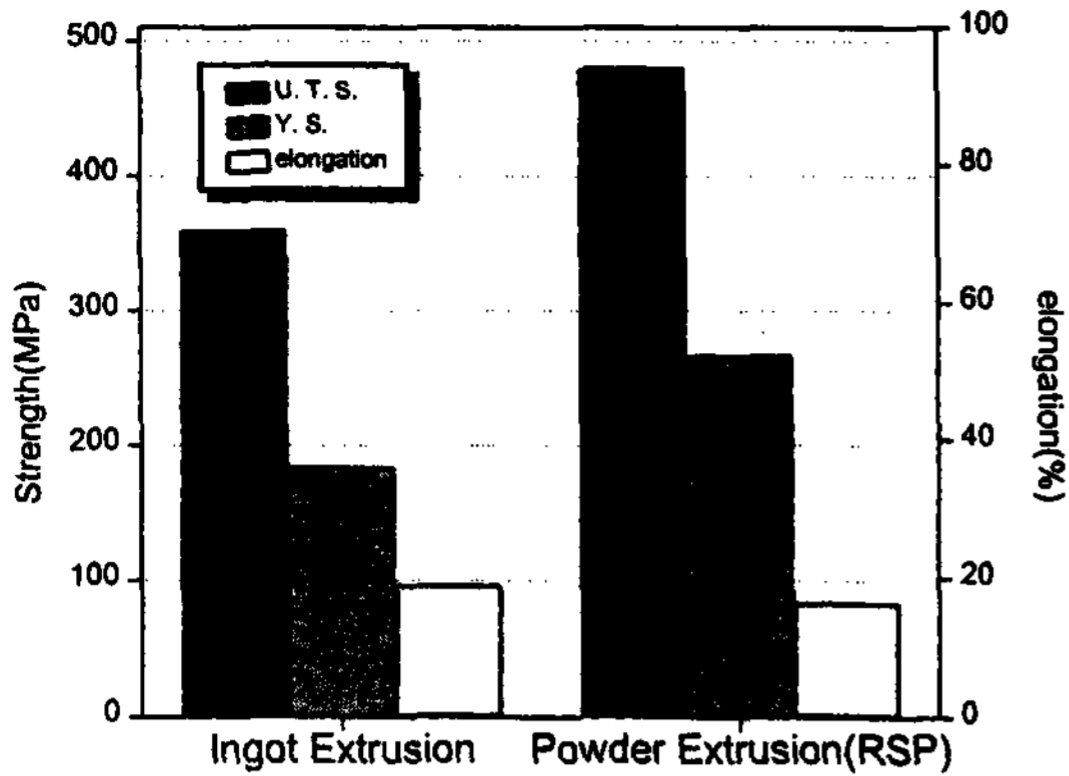


Fig. 4. Tensile properties of the ingot and the inert gas atomized Al-7Mg-4Cu-1Be alloy extruded at 450°C with reduction in area of 25:1 after vacuum hot pressed at 450°C (longitudinal section).

각각의 압출봉을 인장시험한 결과는 Fig. 4와 같았다. 급속응고된 분말을 압출한 압출재가 금형주조된 것을 압출한 것보다 인장강도와 항복강도가 크게 향상되었는데 이는 제 2상 입자인 Be이 급속응고에 의해 훨씬 미세하고 균일하게 분포되었으며, 또한 주조재를 압출한 경우에 비해 급속응고한 시편이 상대적으로 결정립이 더 미세하여 hall-petch 관계에 의해 더 우수한 인장특성을 보인 것이라고 판단된다. 또한 강도가 큰 폭으로 향상되었음에도 연신율의 감소가 없는 것은 제 2상 입자인 Be이 급속응고한 경우에 있어서 금형주조한 경우보다 상대적으로 훨씬 미세하고 균일하게 분산되었기 때문에 인장시험시 기지와 Be입자 사이에서 파단과정중에서 상대적으로 조대한 입자에서 시작되는 파단의 경우보다는 파단시 발생하는

응력집중이 완화되어서 연신율 감소를 억제한 것이라고 사려된다.

Fig. 5는 인장시편의 파면사진으로 금형주조재를 압출한 것과 분말을 압출한 것 모두 파면전체에 걸쳐 dimple들이 보이는 연성파단임을 알 수 있고, Fig. 5(b)에서 알 수 있듯이 금형주조재를 압출한 것보다 급속응고한 분말을 압출한 경우의 dimple 크기가 매우 미세하고 균일함을 알 수 있는데, 이는 파단이 입계를 따라 이루어지는 연성파단이므로 결정립크기의 차이가 dimple 크기의 차이에도 그대로 나타난 것으로 사려된다.

Fig. 6은 용체화처리한 분말 및 주조재를 압출한 압출재를 505°C에서 1시간 용체화처리한 후 190°C에서 1시간 단위로 시효열처리한 후 경도시험을 실시한 결과이다. 그림에서 알 수 있듯이 분말 압출재와 주조재를 압출한 경우 모두 시효경화 현상이 나타났으며, 분말을 압출한 경우가 주조재를 압출한 경우보다 모두 정도의 절대값이 높았다. 또한 분말을 압출한 경우에서 Cu 함량이 가장 많은 4wt.%Cu에서 최대시효경도값을 얻을 수 있었고 최대 경도값에 도달하는 시간 또한 가장 빨랐다. 이는 급속응고를 통해 수십~수백 nm 단위로 미세하고 균일하게 분산된 Be에 의한 석출경화 촉진과 급속응고에 의해 매우 미세한 결정이 형성되기 때문에 용질원소의 확산거리의 감소로 인한 입계석출 확률의 증가 등에 기인한 것으로 사려된다.

Fig. 7은 시효열처리에 의해 석출한 석출물을 투과전자현미경으로 관찰한 것이다. 결정립과 기지내에 모두 수십 nm 단위의 석출물들이 비교적 고르게 분포하고 있으며 EDX분석 결과 이러한 석출물들은

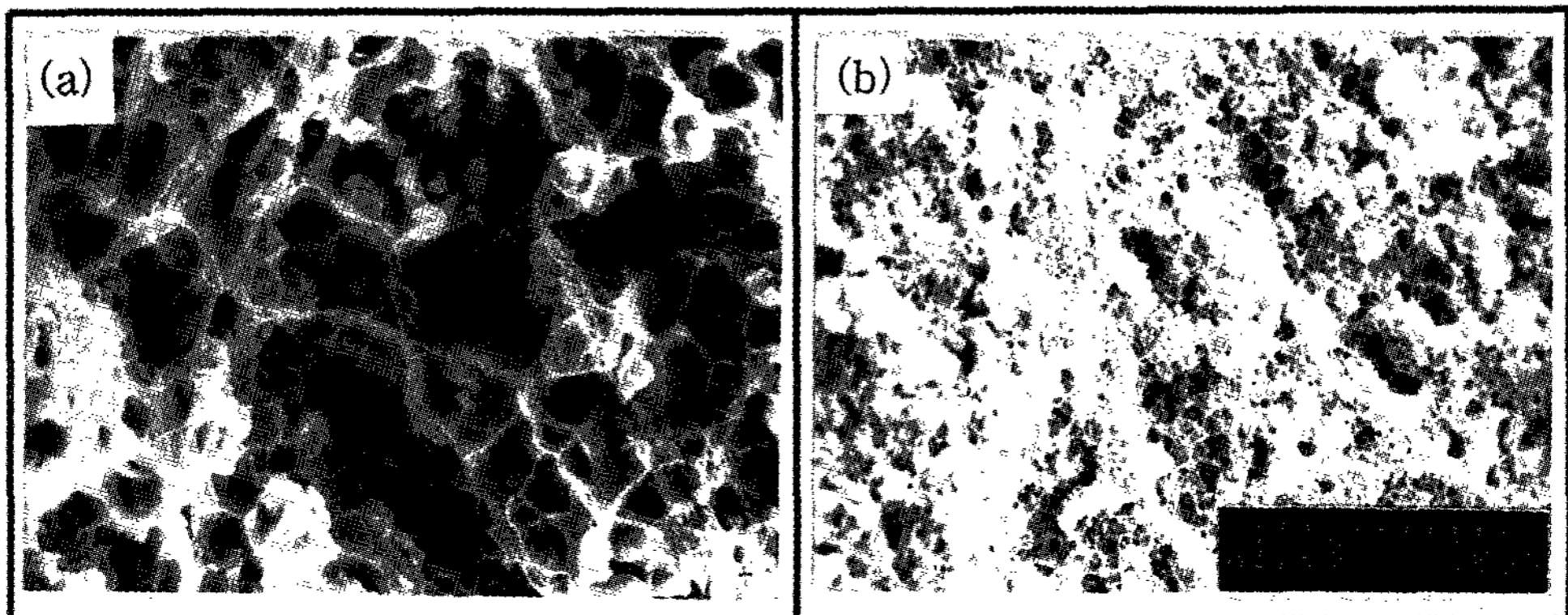


Fig. 5. Fractographs of extruded Al-7Mg-4Cu-1Be alloy. (a) ingot extrusion;(b) powder extrusion bar specimen.

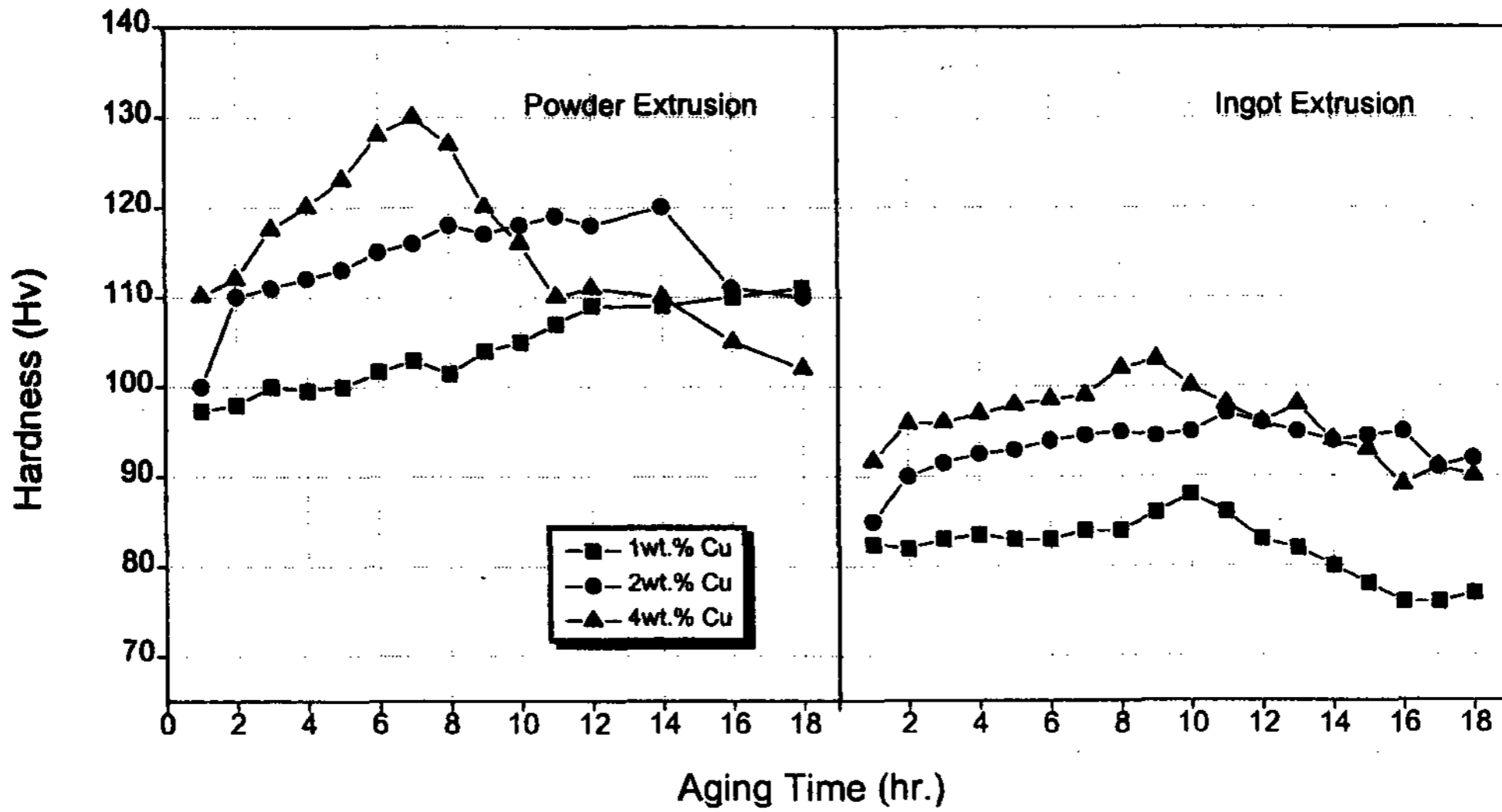


Fig. 6. Micro-Vickers hardness of ingot and inert gas atomized powder extruded Al-7Mg-XCu-1Be alloys with solution heat treated at various temperature.

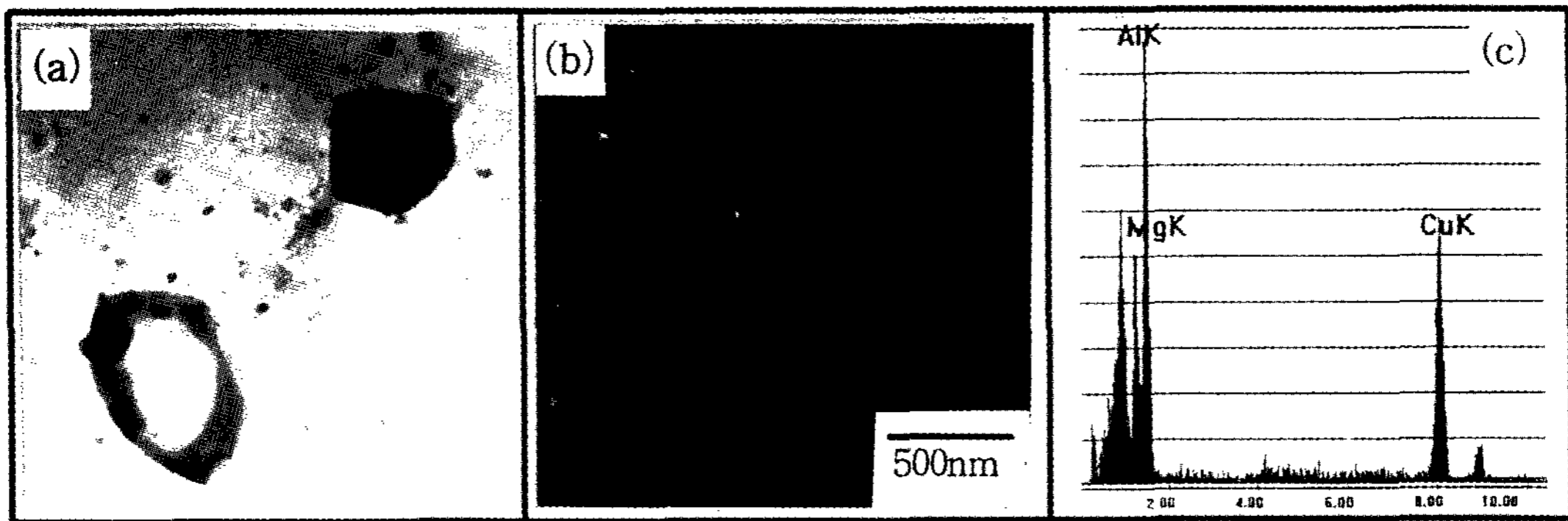


Fig. 7. Transmission electron micrographs of Al-7Mg-4Cu-1Be alloy. (a) Bright field image; (b) dark field image of (a) and (c) EDAX peak of precipitates.

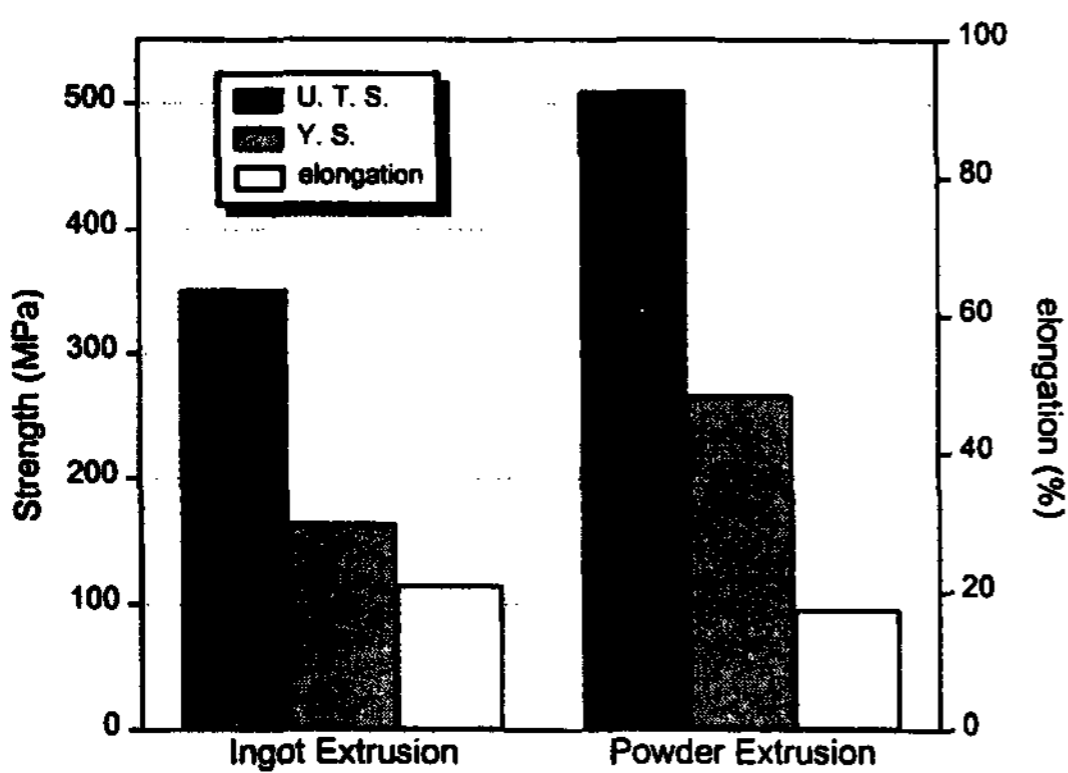


Fig. 8. Tensile properties of ingot and inert gas atomized Al-7Mg-4Cu-1Be alloy extruded at 450°C with reduction in area of 25 : 1 after vacuum hot pressed at 450°C.

Al₂CuMg 화합물임을 알 수 있었다.

Fig. 8은 주조재와 분말을 압출한 경우 모두에서 가장 높은 경도값을 보인 Al-7Mg-4Cu-1Be 합금을 시효 열처리한 후 인장시험을 행한 결과이다. 급속응고한 분말을 압출한 경우 연신율의 큰 감소없이도 최대인장강도가 510 MPa, 항복강도는 270 MPa로 주조재를 압출한 경우보다 인장강도 특성이 40% 가까이 향상된 것을 알 수 있었다.

Fig. 9는 기지내에 존재하는 Be을 TEM 명시야상 (Bright Field Image)과 암시야상(Dark Field Image)으로 관찰한 사진이다. SADP 분석 결과 기지내에 존재하는 Be의 결정구조는 HCP임을 확인할 수 있었다. Be입자가 미세조직 중 특히 아결정립의 성장거동에

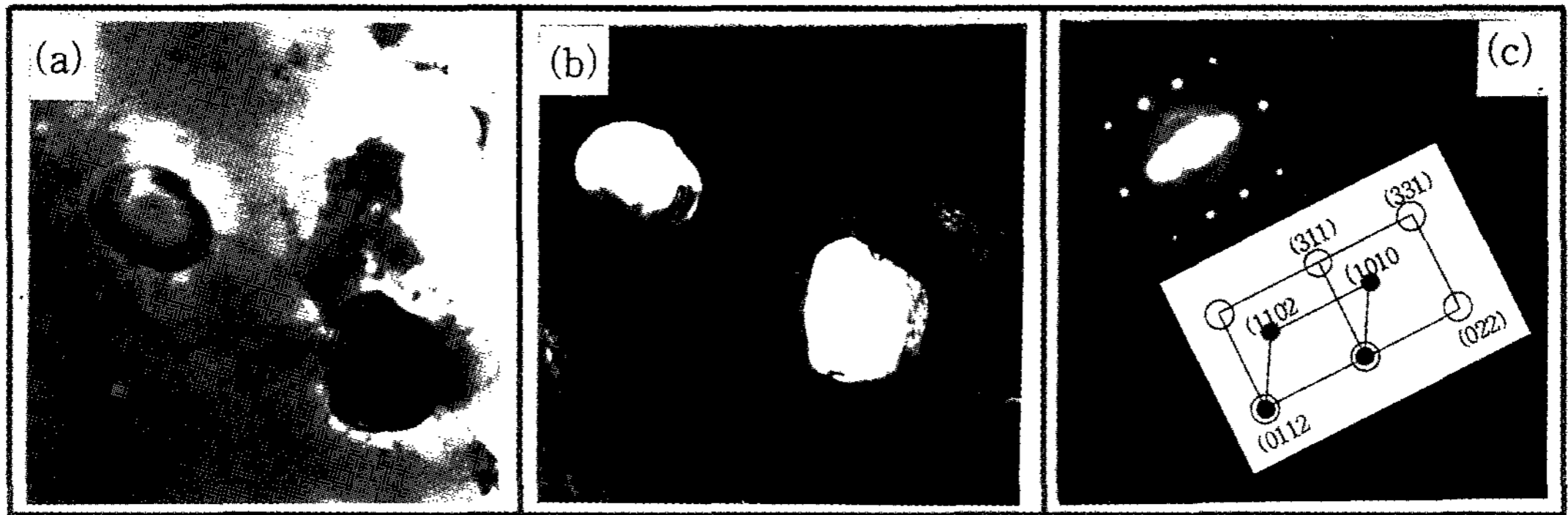


Fig. 9. Transmission electron micrographs of aged Al-7Mg-4Cu-1Be alloys. (a) Bright field image, (b) dark field image and (c) SADP and solution of Be particle.

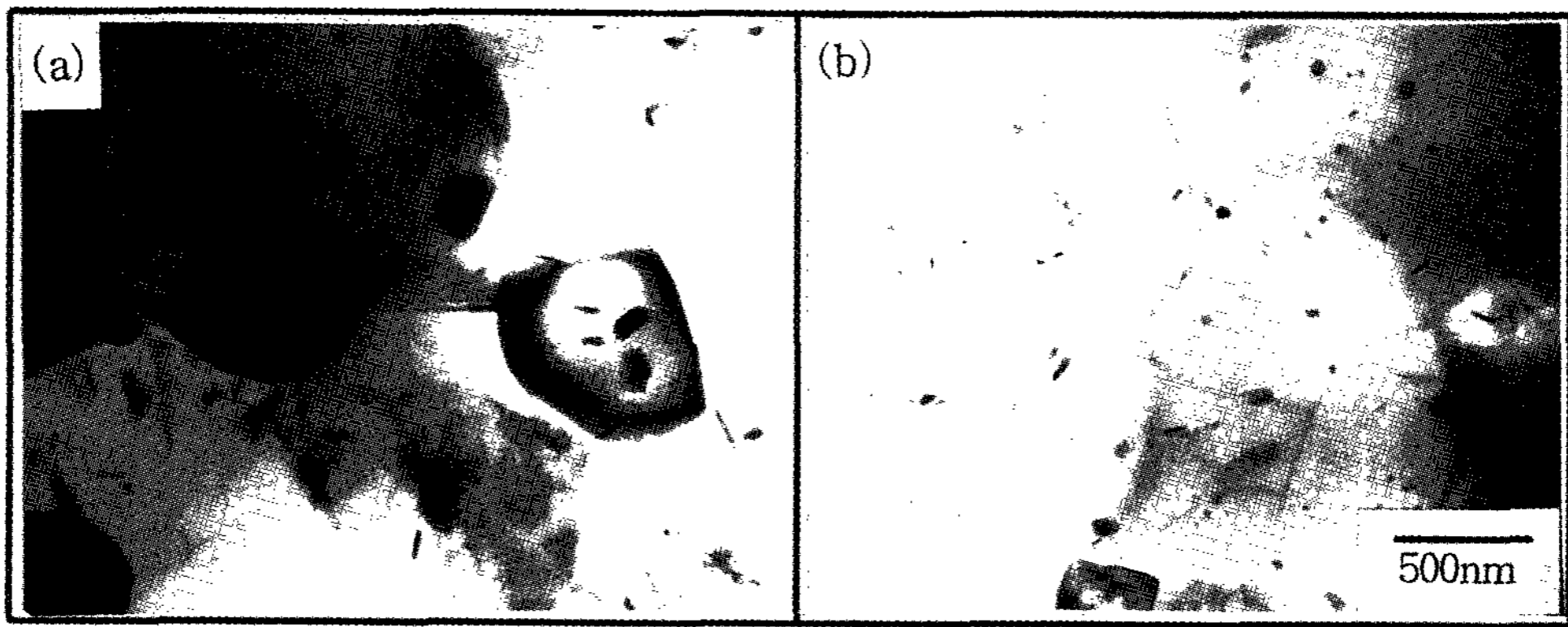


Fig. 10. Transmission electron micrographs of (a) Al-7Mg-4Cu-1Be and (b) Al-7Mg-4Cu alloys.

미치는 영향을 알아 보기 위해 분말을 압출한 Al-7Mg-4Cu와 Al-7Mg-4Cu-1Be에 대해 투과전자 현미경관찰을 행하였다. Fig. 10은 Be이 첨가된 경우와 첨가되지 않은 경우의 투과전자 현미경 사진인데 Be이 첨가된 경우인 Fig. 10(a)를 보면 약 500 nm 정도의 Be 입자가 결정립계에 존재하며 이들이 아결정립계를 고착(pinning)시켜 성장을 방해하고 있음을 알 수 있었다. 그러나 Be이 첨가되지 않은 Fig. 10(b)는 결정립 크기가 상대적으로 크고 충분히 성장되어가고 있음을 확인할 수 있었으며 이러한 미세조직으로 미루어 Be이 제 2상입자로서 작용하여 재결정된 결정립의 성장을 억제하는 역할을 한다고 판단된다.

기지내에서 제 2상입자로 존재하는 Be이 시효석출에 미치는 영향을 알아보기 위해 분말을 압출한 Al-7Mg-4Cu-1Be 합금과 Al-7Mg-4Cu 합금을 190°C에서 1시간 단위로 시효열처리한 후 경도시험을 시행한 결과는 Fig. 11과 같다. 그림에서 알 수 있듯이 Be이 첨

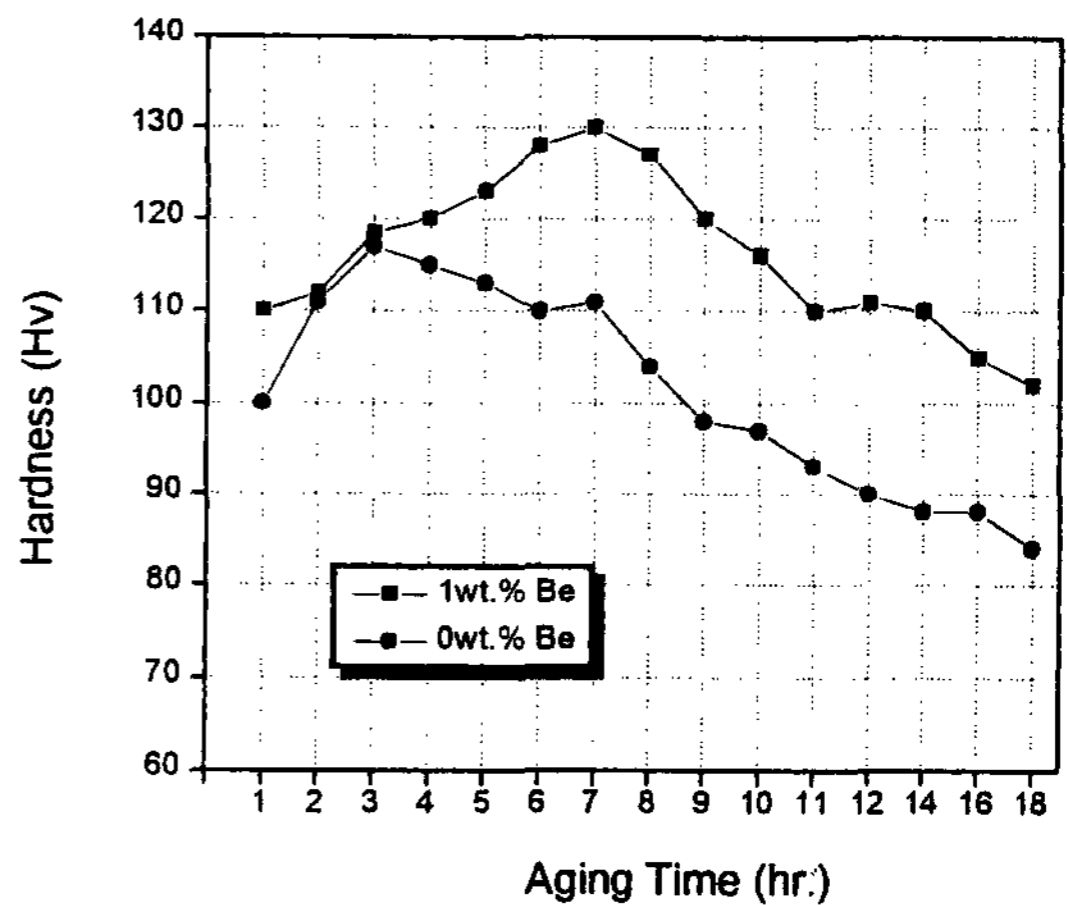


Fig. 11. Micro-Vickers hardness of extruded inert gas atomized Al-7Mg-4Cu-1Be and Al-7Mg-4Cu alloys with T6 heat treatment.

가된 경우가 최대 시효점에서의 경도 절대값이 높고 과시효되었을 때에도 Be이 첨가되지 않은 경우보다

상대적으로 높은 경도값을 보임을 알 수 있다.

Al-Cu-Mg 합금에 Si이 첨가되었을 경우 저온시효 초기의 변화는 늦지만 최고경도는 오히려 크게 되며 고온에서 시효하면 초기에 경도를 크게 증가시킨다는 보고가 있다. 이것은 Si 첨가에 의해 전위밀도가 증가하고 전위루프의 수 및 크기는 감소하며 S'상의 크기가 작게 되기 때문이며, Ag를 첨가할 경우에도 현저히 높은 시효경화를 얻을 수 있다고 보고된 바 있다 [6].

3시간 동안 시효열처리한 Al-7Mg-4Cu-1Be 합금과 Al-7Mg-4Cu 합금 분말의 압출재를 투과전자현미경으로 관찰해 본 결과 Fig. 12(a)에서 알 수 있듯이 Be이 존재하는 주변에서 전위가 tangle되고 밀집되는 것을 관찰할 수 있으며 전위밀도가 높은 영역에서 석출물

의 수가 많음을 확인할 수 있었다. 반면 Be이 첨가되지 않은 Fig. 12(b)의 경우 전위의 수와 밀도가 낮고 석출물의 갯수 또한 적음을 알 수 있었다.

따라서 Be 첨가를 통한 이런 석출거동의 변화는 brittle한 Be 입자 자체가 분산입자로서 경도특성을 향상시키는 것 뿐 아니라 Be 입자 주변의 변형장이 석출물의 핵생성자리로서도 작용하여 Be이 첨가되지 않은 경우보다 석출물의 핵생성을 촉진시킨 것으로 판단되며, 또한 Be으로 인한 전위 tangle 등으로 전위밀도가 증가되어 이러한 고전위밀도 영역에서도 석출물이 핵생성했기 때문인 것으로 사려된다.

Fig. 13은 Al-7Mg-4Cu-1Be 합금과 Al-7Mg-4Cu 합금분말 압출재의 인장특성과 각각의 압출재를 최대시효값을 나타낸 시간까지 시효처리한 후 인장시험한

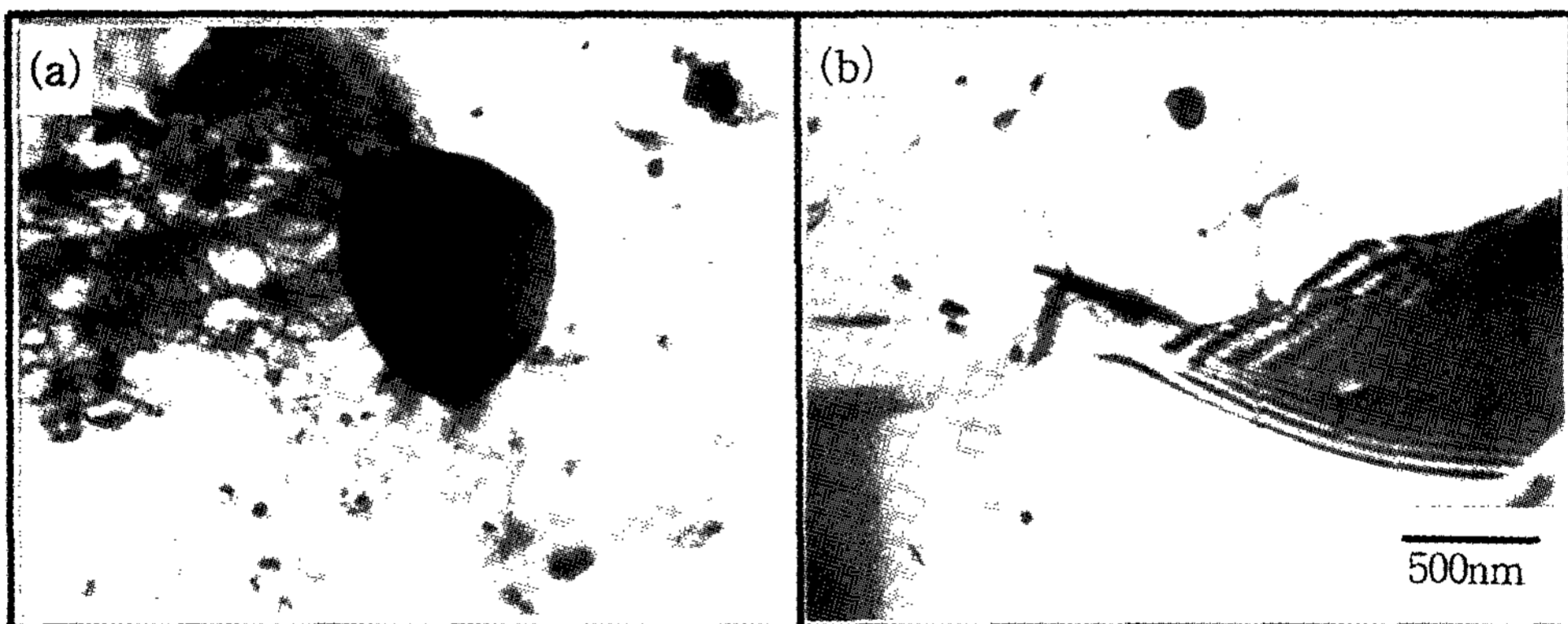


Fig. 12. Transmission electron micrographs of aged (a) Al-7Mg-4Cu-1Be and (b) Al-7Mg-4Cu alloys.

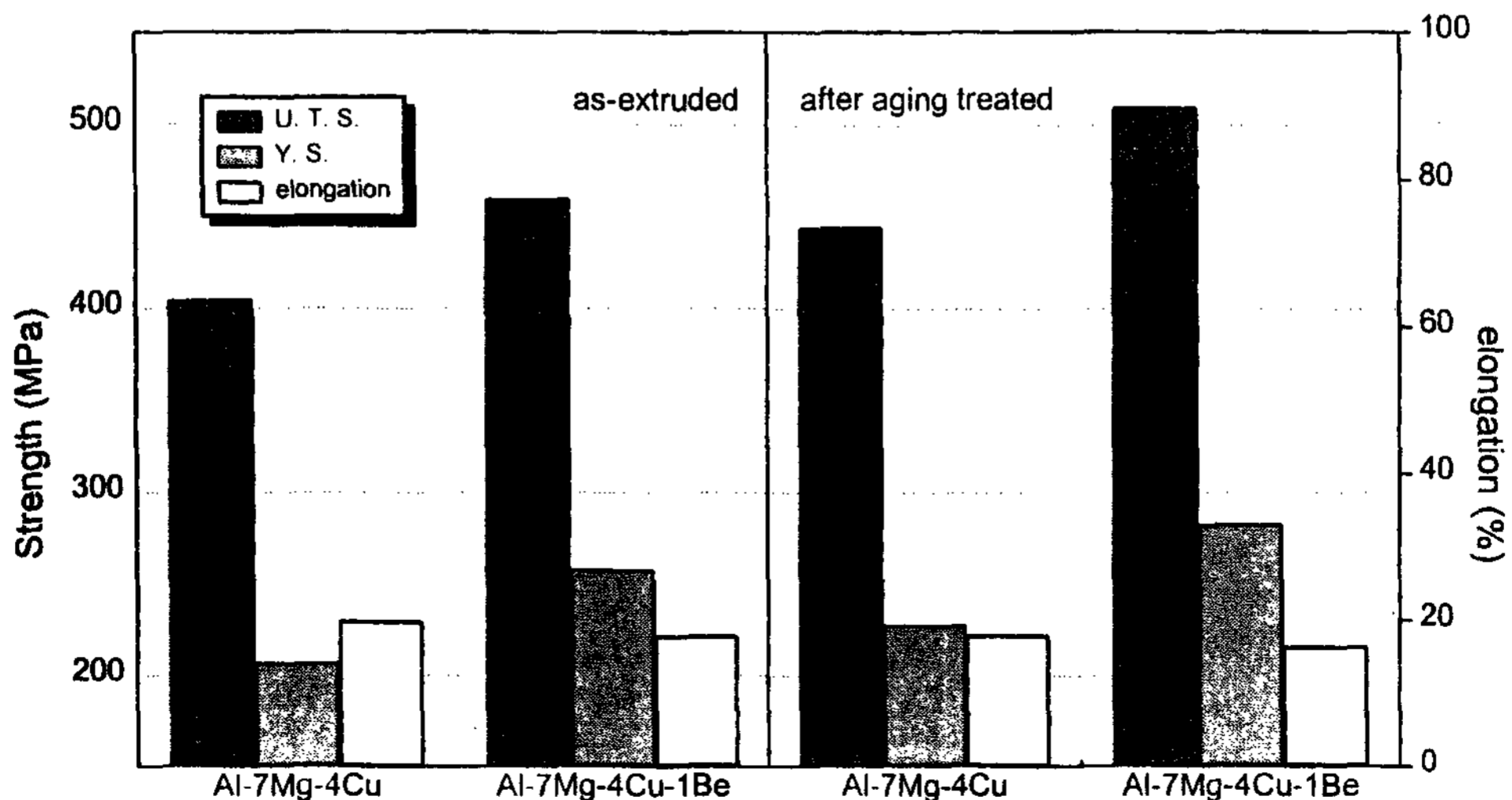


Fig. 13. Tensile properties of powder extruded Al-7Mg-4Cu-1Be and Al-7Mg-4Cu alloys (aging heat treatment).

결과를 나타낸 것인데, 미세조직과 경도에서 예측할 수 있었던 것처럼 Be이 첨가된 경우가 첨가되지 않은 경우보다 열처리 전과 후에 모두 향상된 인장강도특성을 나타냄을 알 수 있었다.

4. 결 론

(1) 응고속도 증가에 의한 결정립 미세화와 Be 입자의 미세하고 균일한 분산으로 인해 압출재의 인장강도는 약 25%정도 향상되었다.

(2) Cu 함량을 변화시켜 시효열처리를 행한 결과 응고속도가 빠른 분말을 압출한 경우의 경도값이 잉고트를 압출한 경우보다 모두 높았으며, 급속응고된 분말을 압출한 압출재 중 Cu 함량이 4wt.%일 때의 최대 경도값이 가장 높았고 최대경도값에 도달하는 시간 또한 가장 빨랐다.

(3) Cu 함량을 변화시켜 시효열처리를 행한 결과 Al₂CuMg 석출물이 입계와 입내에서 고르게 석출하였으며, 이러한 석출경화로 인해 급속응고된 분말을 압출한 경우 Cu 함량이 4wt.%일 때 연신율의 감소없이 인장강도 특성이 약 15%정도 향상되었다.

(4) 열간가공시 분산입자로 작용한 Be에 의해 아결정립계가 고착되어 Be을 첨가하지 않은 경우보다 재결정립이 더 미세하였다.

(5) Be의 미세한 기지내 분산을 통한 분산강화와 Be 주변 기지내 전위밀도 증가영역에서의 석출촉진으

로 석출물의 양이 증가해 시효처리시 최대경도값이 증가하였으며 Be 첨가로 인해 시효열처리한 분말 압출재의 인장특성이 첨가하지 않은 경우보다 약 15% 이상 향상되었다.

참 고 문 헌

- [1] C. G. Levi and R. Mehrabian: Metal. Trans. A, vol. 13A (1992) 221.
- [2] W. E. Quist and G. H. Narayanan: 「Al-Li Alloys」Al Alloys-Contemporary Reserch and Applications, edited by A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, published by Academic Press, Inc., (1989) 219-254.
- [3] S. S. Cho: Jujo, vol. 11, No. 3 (1991) 181.
- [4] Metals Handbook, 10th edition, vol. 2, pp. 46-52.
- [5] 강영곤, 김득윤, 조성석: 대한금속학회지, vol. 32 (1994) 824.
- [6] 이지환, 이정중, 김병일, 배차헌 편저, 「비철금속재료」 원창출판사, (1993) 108, 218.
- [7] A. Eikum and G. Thomas: Acta Metall., vol. 12 (1964) 537.
- [8] R. N. Wilson and P. G. Partridge: Acta Metall., vol. 13 (1965) 1321.
- [9] Donald Webster: Metall. Trans. A, vol. 10 (1979) 1913.
- [10] J. Wadsworth, A. R. Pelton, D. D. Crooks, R. E. Lewis and A. E. Vidoz: Journal of materials science 21 (1986) 3850.
- [11] Andrew J. Yule and john J. Dunkley: 「Atomization of Melt」, Oxford University Press (1994).