

자동차 경량 부품 제조를 위한 Al-Cu-Mg 분말 합금의 소결 및 열처리 특성

안병민^{a*}**Sintering and Heat Treatment Characteristics of Al-Cu-Mg Powder Metallurgy Alloy for Lightweight Automotive Parts**Byungmin Ahn^{a*}^a Department of Energy Systems Research, Ajou University, Suwon, 443-749, Republic of Korea**ARTICLE INFO***Article history:*

Received	13	March	2014
Revised	20	March	2014
Accepted	20	March	2014

Keywords:

Powder metallurgy
Al-Cu-Mg alloy
Liquid phase sintering
T6 heat treatment
Precipitation

ABSTRACT

Lightweight materials such as aluminum and magnesium have recently received much attention in the automotive industries because of environmental and fuel-efficiency concerns. Using the powder metallurgy (PM) process for these materials creates significant opportunities for the cost-effective manufacture of lightweight automotive parts. In the present study, an Al-Cu-Mg alloy was fabricated using conventional PM processes. Primarily, the effects of the alloying elements on the sintering characteristics and mechanical behavior after heat treatment were investigated. A microstructural analysis was performed using an optical microscope and a scanning electron microscope to investigate the behavior of liquid phase sintering, including the formation of precipitates. The dependence of the mechanical behavior on the alloying elements was evaluated based on the transverse rupture strength.

1. 서론

자동차 배기가스에 대한 환경 규제 강화 및 연비규제 강화 등의 세계적 추세에 따라 고효율, 고연비 자동차 기술 개발에 대한 필요성이 대두되고 있다. 또한 최근에는 자동차의 고급화, 지능화 경향에 따라 각종 안전, 편의 장비들이 추가되어 평균 차체의 중량이 오히려 지속적으로 증가되고 있는 현실이다. 자동차 연비 향상을 위한 기술은 크게 엔진/구동계 효율 향상, 주행저항 감소, 차체 경량화로 구분할 수 있다. 그 중에서도 자동차의 경량화 기술은 기타 연비 향상기술에 비하여 상대적으로 낮은 비용으로 큰 연비 향상 효과를 볼 수 있기 때문에 최근 세계적 자동차 제조업체들을 주축으로 활발한 연구가 진행 중이다^[1]. 자동차 경량화를 위해 다양한

경량합금 소재가 연구되고 있으며 그 중에서도 Al, Mg 합금은 자동차 차체 및 부품의 경량화 소재로 가장 많은 관심을 받고 있다.

특히 Al 합금의 경우, 기존에 철계 합금으로 제조되던 부품의 많은 부분을 대체할 가능성이 있다. Al 합금재료의 특징은 비중이 철에 비해 매우 낮아서 동력 전달 부품으로 사용 시 무게를 50% 정도 감량 할 수 있으며, 주조, 단조, 절삭 등 가공 특성이 양호하고 내식성, 연성, 전성이 매우 우수하다는 장점이 있다^[2].

분말야금법(P/M)은 주물이나 기계가공법과는 달리 공정 중에 버려지는 재료의 손실이 거의 없으며, 소형부품의 대량생산 및 자동생산을 가능하게 하는 장점이 있어서 제조 단가를 낮추는 등의 경제적인 효과가 있다. Al 분말 합금의 경우 조성의 선택의 용이하고, 복잡한 형상의 모양을 쉽게 제작할 수 있어 현재 자동차용 부품

* Corresponding author. Tel.: +82-31-219-3531

Fax: +82-31-219-1613

E-mail address: byungmin@ajou.ac.kr (Byungmin Ahn).

중 camshaft bearing caps, chain sprocket, stator ring 등에 사용되고 있다^[3]. 이와 같은 Al 분말 합금의 장점에도 불구하고, P/M법으로 제조된 부품들은 일반적으로 주조재 및 단조재에 비해 인장강도가 떨어져서 다양한 차량 부품으로의 적용에 제한이 있다.

본 연구의 목표는 Al 분말 합금의 강도를 확보하여 다양한 자동차 부품으로의 적용 가능성 높일 수 있도록 Al-Cu-Mg P/M 합금이 다양한 합금 원소 조성에서 어떠한 소결 및 열처리 특성을 나타내는지를 연구하는 것이다. 이를 통하여 우수한 소결성과 기계적 물성을 가진 자동차 경량 부품용 Al 분말 합금을 개발하는 것을 목표로 하고 있다.

2. 실험

2.1 합금 조성 선정

Al 분말 합금의 첨가 원소는 Cu와 Mg로 선정 하였다. Cu는 소결 과정에서 Al로 고체확산을 하여 고용되기 시작하며, 548°C에서 최고 5.8% 고용된다. 공정점 이상의 온도에서는 액상이 생성되어 Al 기지로 확산된다. Al- α 상 내의 Cu 고용도가 600°C에서 포화상태가 되면 액상 내의 Cu는 더 이상 Al 내부로 고용되지 않고 Cu-rich 액상을 형성하고, 이러한 Cu-rich 액상은 모세관 현상에 의해 결정립계로 이동하여 기공을 채움으로써 소결 특성을 향상시켜 소결체의 전체적인 강도를 증가 시킨다^[4]. Mg의 경우 성형공정 중 Al과 접촉하며 Al 분말과 금속-산화물 경계(metal-oxide interface)에서 Mg이 확산되어 그 경계에 존재하는 산화물을 감소시키며 spinel 구조를 형성하게 된다. Spinel 구조는 $MgAl_2O_4$ 구조로서 부피 변화를 수반하고 산화층을 파괴시켜 액상의 확산 면적을 증가

시킴으로써 전체적인 소결 특성을 향상 시킨다^[5]. 열처리 후 석출상의 영향을 확인하기 위해 Al-Cu, Al-Mg, Al-Cu-Mg 합금을 대상 합금으로 선정하였으며, 구체적인 조성은 Al-0.5Mg, Al-0.5Cu-2.5Mg, Al-3Cu, Al-3Cu-0.5Mg, Al-3Cu-1.5Mg, Al-3Cu-2.5Mg이다. Fig. 1에 각 조성별로 생성되는 석출상들이 나타나 있다.

2.2 실험 조건

충분한 기계적 물성을 가진 분말 합금 제품을 만들기 위해서는 적합한 성형압이 필요하다. 분말재의 성형압 구간은 폐기공의 형성 정도에 따라 elastic deformation, local plastic deformation, plastic deformation으로 나뉜다. Elastic deformation은 폐기공을 형성하지 않는 구간으로 상대밀도로 $< 92\%$ T.D. (이론밀도)이다. Local plastic deformation은 상대밀도가 $92\sim 97\%$ T.D. 구간으로 국부적인 소성변형이 발생하게 되어 폐기공과 개기공이 공존하게 된다. Plastic deformation은 모든 기공이 폐기공으로 형성된 구간으로 상대밀도가 $> 97\%$ 인 영역을 의미한다. 성형압은 선행 실험을 바탕으로 국부적인 산화막의 파괴가 일어나고 폐기공이 형성되는 local plastic deformation 구간으로 선정하였다. 윤활제는 충분한 배출압 및 뛰어난 탈윤활 특성을 가진 EBS (ethylene bis stearamide) 윤활제를 die-wall lubrication 방식으로 적용하였고, 400°C에서 30분 동안 탈윤활하였다. 승온 속도는 10°C/분이고, 610°C에서 1시간 동안 유지한 후 소결 특성을 평가하였다. 소결이 완료된 후 T6 열처리(용체화 처리 후 인공시효 처리)를 하였으며 전체 소결 및 열처리 cycle이 Fig. 2에 나타나있다.

기계적 물성을 평가하기 위해 소결 및 열처리 후 TRS를 측정하였으며, 시편은 Fig. 3에 나타난 바와 같이 $31.8 \times 12.8 \times 6\text{mm}^3$

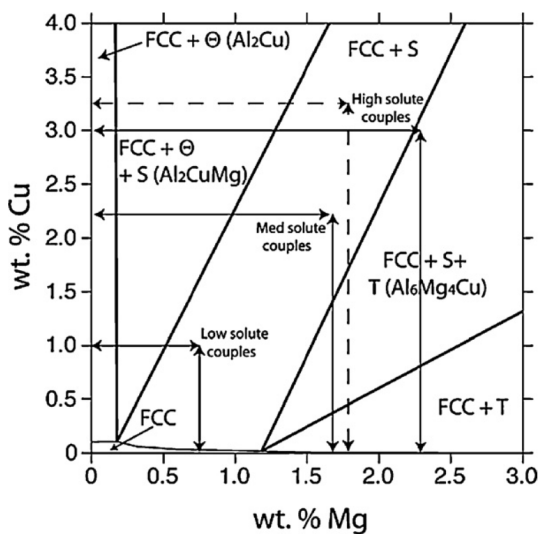


Fig. 1 Al-rich corner of an isothermal section of the Al-Cu-Mg ternary phase diagram^[6]

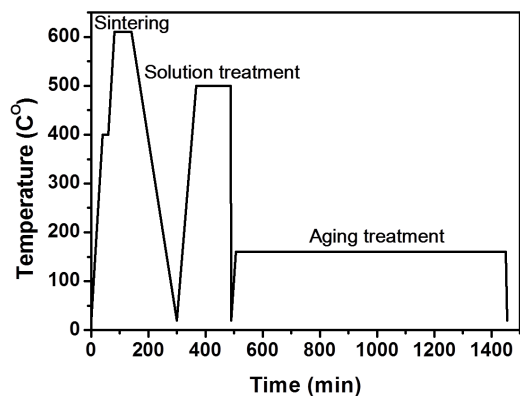


Fig. 2 Sintering and heat treatment cycle



Fig. 3 Dimensions of TRS specimen

규격으로 하였다. TRS 파단면은 SEM으로 분석하여 비교하였고, OM을 이용하여 각 조성별로 소결 및 열처리 후 미세조직의 변화를 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

적합한 성형밀도를 갖는 성형압을 선정하기 위해 EBS 윤활제가 혼합된 pure Al 분말을 이용하여 선행 실험을 진행하였으며, 성형압에 따른 분말의 성형밀도(green density)의 변화가 Fig. 4에 나타났다. 성형압이 200 MPa 이하일 때는 분말의 elastic deformation 구간, 200 MPa에서 350 MPa 사이의 성형압 구간에서는 국부적인 소성변형 및 폐기공이 형성되는 local plastic deformation 구간, 성형압이 높은 350 MPa 이상에서는 소결밀도가 97% T.D. 이상인 plastic deformation 구간으로 확인되었다. Fig. 5는 앞에서 얻어진 pure Al 분말의 초기 성형밀도와 소결 후의 소결밀도 및 소결체강도와와의 상관 관계를 나타낸다. 소결밀도는 폐기공이 형성되기 전까지는 증가폭이 적지만, 폐기공이 형성되면서 급격하게 증가한다. 성형압이 증가 할수록 분말 사이의 미끄러짐이 발생하여 훨씬 치밀해지고, 알루미늄 분말 주변에 생성된 안정한 산화막인 Al₂O₃의 파괴를 유발하여 전체적인 물성이 증가한다. 하지만, 소결

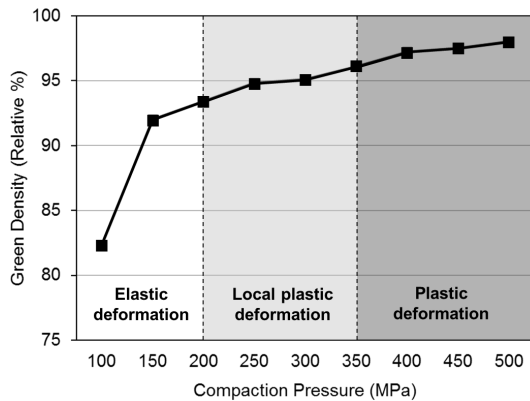


Fig. 4 Effect of compaction pressure on green density

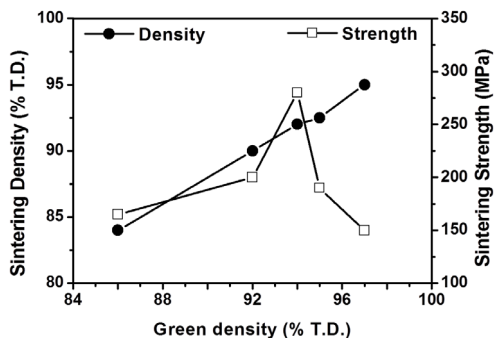


Fig. 5 Effect of green density on sintered density and strength

강도의 경우 local plastic deformation 구간이 가장 높은 것을 확인할 수 있다. 폐기공이 완전히 형성된 plastic deformation 구간은 내부에 잔류하는 윤활제와 불순물이 소결 과정 중 완벽하게 제거되지 않아 목(neck) 생성을 통한 고상소결을 방해하고, 이로 인해 전체적인 물성이 떨어지게 된다⁷⁾.

다른 합금 조성에 대한 연구를 위하여 산화막 파괴가 잘 일어나고 충분한 개기공을 형성하여 소결특성을 향상 시키는 local plastic deformation 구간인 95~97% T.D.의 성형압 구간에서 추가 재료에 대한 성형을 진행하였다.

합금 첨가 원소에 따른 성형, 소결 및 열처리 후 밀도의 변화는 Fig. 6에 나타났다. Al-3Cu를 제외하고는 모든 조성에서 소결 후 밀도가 감소함을 확인할 수 있었으며, Mg이 과량으로 들어있는 Al-0.5Cu-2.5Mg와 Al-3Cu-2.5Mg에서 소결 시 밀도감소가 가장 컸다. Cu는 소결 중 액상으로 상이 변하며, 결정립계로 잠입하여 치밀화를 이루어 밀도를 증가시킨다. Mg도 소결 과정 중에서 액상으로 변하지만, 액상 Mg는 젖음성이 떨어져서 부피 팽창을 유발하여 소결 후 오히려 밀도를 감소시킨다. 495°C에서 용체화 처리 및 시효 처리를 하였을 때 모든 조성에서 소결밀도보다 증가함을 알 수 있다. 소결 시에는 Mg으로 인해 발생한 부피 팽창으로 결정립계의 간격이 증가하고 새로운 기공이 형성된다. 하지만 용체화 처리 시 충분한 열에너지가 공급이 되어, 계면의 에너지를 낮추기 위해 결정립 간의 응집이 발생하게 되어 전체적인 계면 및 기공률을 감소시키고 이로 인해 밀도도 증가하게 된다. 또한 소결 과정에서 충분히 확산되지 못한 Mg이 열처리 과정 중 재확산하여 Al 주변의 산화막을 파괴하고, 석출상 생성에 의한 결정립계의 미끄러짐으로 치밀화가 발생하여 전체적인 밀도가 증가하게 된다.

첨가 합금 원소에 따른 성형 및 소결, 열처리 후의 TRS 결과가 Fig. 7에 나타나 있다. 석출상이 생기지 않는 Al-0.5Mg 경우 소결 과정 중 전부 확산되지 않은 Mg이 열처리 과정 중에 확산이 되어 Al과 반응한다. 이때 주변의 산화막이 파괴되면서 소결 특성을 향상시켜 기계적 물성이 미세하게 증가하였다. 이론적으로 T상이 생

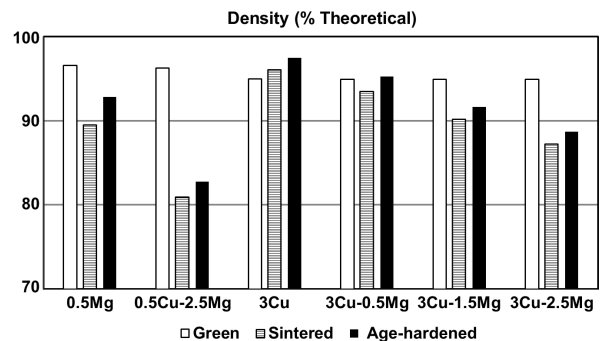


Fig. 6 Density variations of Al P/M alloys in each processing stage depending on alloying elements

성되는 Al-0.5Cu-2.5Mg의 경우 소량의 강도 증가를 확인할 수 있었다. 이 조성은 Cu에 비해 Mg이 과량 들어가 있어서 소결 과정 중 큰 부피 팽창을 유발하여 소결 밀도가 가장 낮기 때문에 열처리 후에도 충분한 확산이 일어나지 않아 석출상이 원활하게 생성되지 않는다.

θ 상(Al_2Cu)이 석출되는 Al-3Cu와 Al-3Cu-0.5Mg에서 40% 이상 TRS가 증가하였다. 가장 큰 파단 강도의 증가를 보인 합금 조성은 Al-3Cu-0.5Mg로서 이 상에서는 θ 상에 의한 증가와 Cu의 액상 소결에 의한 확산이 잘 이루어져 강도가 가장 큰 폭으로 증가하였다. S상이 석출되는 Al-3Cu-1.5Mg와 Al-3Cu-2.5Mg 조성

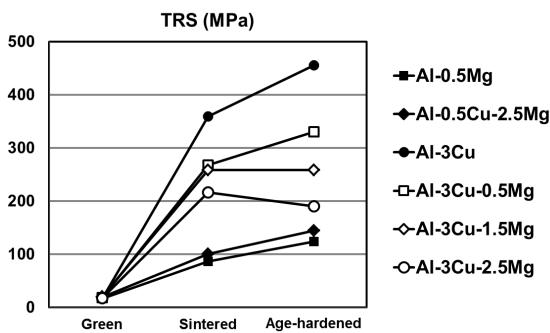


Fig. 7 Density variations of Al P/M alloys in each processing stage depending on alloying elements

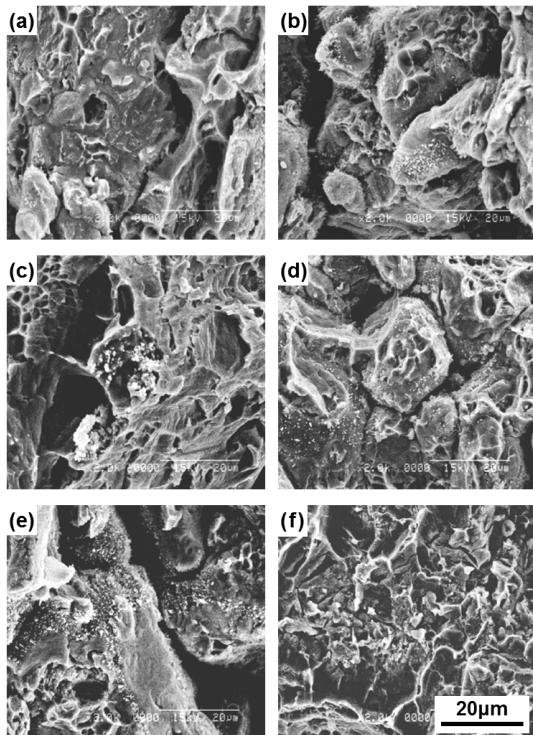


Fig. 8 TRS fracture surfaces of sintered and heat treated alloys: (a) Al-0.5Mg, (b) Al-0.5Cu-2.5Mg, (c) Al-3Cu, (d) Al-3Cu-0.5Mg, (e) Al-3Cu-1.5Mg, and (f) Al-3Cu-2.5Mg

의 경우 열처리 후 파단 강도가 감소하였다. 이는 이번 연구에서 사용한 용체화 및 시효 처리 조건이 θ 상의 생성이 잘 일어나는 조건과 일치하여, 열처리 초기에 생성된 S''상이 S'상과 S상으로 과시효되어 열처리 후의 강도가 감소한 것으로 판단된다.

Fig. 8은 TRS 시험 후 SEM을 이용하여 시편의 파단면을 관찰한 것이다. 이론 밀도가 가장 낮은 Al-0.5Cu-2.5Mg 조성의 경우 파단면에 분말 형상이 남아있는 것으로 보아 분말 간 경계에서 파단이 일어난 것으로 보인다. 열처리 후 높은 밀도를 보였던 Al-0.5Mg, Al-3Cu, Al-3Cu-0.5Mg 조성의 경우 예상하였던 대로 분말의 치밀화가 잘 이루어진 파단면의 형태를 띄고 있다. 앞에서의 TRS 결과와 파단면의 조직 모두 동일한 경향을 보이고 있다.

Fig. 9는 Al-3Cu 조성의 합금에서 T6 열처리 후의 미세조직의 변화를 소결재의 미세조직과 비교한 광학현미경 사진들이다. 소결 시편의 경우 결정립계를 따라서 Cu-rich phase가 형성이 되었음을 확인할 수 있다. Cu는 소결 과정 중 액상으로 변하게 되고, 모세관 현상으로 인해 결정립계를 따라 이동한다. 이러한 Cu 액상은 소결이 완료된 후 결정립계 및 그 주변에 잔존하면서 Cu-rich phase를 형성하였기 때문이다. 열처리가 완료된 시편의 경우 소결 후 시편

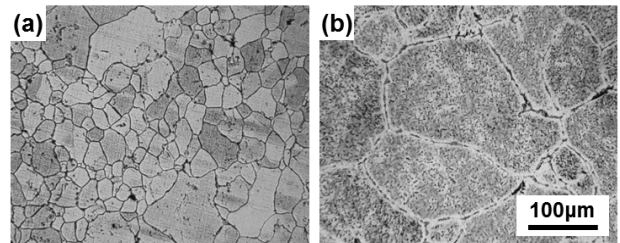


Fig. 9 Optical micrographs of Al-3Cu alloy: (a) as-sintered and (b) T6 heat treated

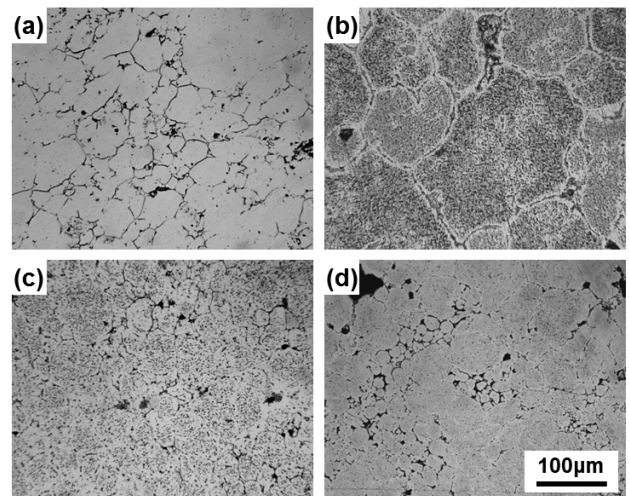


Fig. 10 Comparison of microstructure after T6 heat treatment: (a) Al-0.5Mg, (b) Al-3Cu, (c) Al-3Cu-0.5Mg, and (d) Al-3Cu-2.5Mg

에 비교하여 결정립이 크게 성장하였음을 알 수 있다. T6 열처리 과정 중 Al 합금은 회복, 재결정, 결정립 성장의 과정을 모두 거치면서 결정립이 성장하였다. 일반적으로는 Hall-Petch relationship^[8,9]에 따라 결정립이 성장할수록 강도가 감소하게 되지만, 본 연구에서는 열처리 후 결정립이 성장하였음에도 TRS가 증가하였다. 이는 소결 과정 중 결정립계에 생성된 Cu-rich 상에서 Cu가 Al 기지로 확산하여 고용강화 및 석출경화를 일으키게 되고, 이로 인한 강화효과가 조대결정립에 의한 강도 감소보다 큰 영향을 끼친 것으로 보인다. 실제로 Fig. 9(b)에서 열처리 후의 미세조직을 살펴보면 결정립 내부에 미세한 석출상이 많이 생성되었음을 알 수 있다.

각 합금 조성에 따른 열처리 후 미세조직의 특성과 석출상의 생성을 비교하기 위하여 일반적으로 석출상이 생성되지 않는 조성인 Al-0.5Mg과 열처리 후 가장 우수한 TRS를 보였던 Al-3Cu 조성과 Al-3Cu-0.5Mg, 그리고 열처리 후 TRS가 가장 큰 감소폭을 보였던 Al-3Cu-2.5Mg의 미세조직을 Fig. 10에 비교하였다. Al-0.5Mg 조성에서는 석출상이 전혀 존재하지 않았으며, 소량 첨가된 Mg의 경우 소결 및 열처리 과정 중에 전부 Al 기지로 고용되어 미세조직 관찰 결과 Mg-rich 상이 없음을 확인할 수 있었다. θ 상을 생성하는 Al-3Cu와 Al-3Cu-0.5Mg의 경우 결정립 내부에 다량의 석출상이 생성 되었으며, Mg 함유량이 많은 Al-3Cu-2.5Mg의 경우 위의 두 조성과 비교하여 소량의 석출상이 내부에 생성되었다. Cu의 첨가량이 동일할 때, Mg의 첨가량이 증가할수록 기공률이 증가함을 알 수 있다. Mg는 소결 과정 중 팽창을 하여 불규칙적이고 조대한 기공을 형성한다. Mg의 소량 첨가 된 Al-3Cu-0.5Mg의 경우는 소결 및 열처리 과정 중 Cu가 액상소결을 하여 Mg으로 인해 생성된 기공을 채워지면서 상대밀도 및 TRS가 우수하게 나오는 반면, Mg이 다량 첨가 된 Al-3Cu-2.5Mg의 경우 소결 및 열처리 과정 중 생성되는 기공이 많아서 열처리 후에도 가장 많은 기공이 남게 된다.

4. 결론

첨가원소인 Mg은 소결 중 액상을 형성시키지만 Al과의 젖음성이 떨어져 소결 중 부피 팽창을 유발하여 기공률을 증가시킨다. 즉 소결 후 전체적인 밀도가 감소하여 강도의 저하를 유발한다. Cu는 Mg과 마찬가지로 액상소결을 하지만 젖음성이 우수하여 결정립계를 채워주는 역할을 하여 소결 시 분말 합금의 치밀화를 촉진시켜 밀도 및 강도를 증가시킨다.

Al P/M 합금의 첨가원소와 조성이 열처리 특성에 미치는 영향은 열처리 후 생성되는 석출상에 따라 다른 거동을 보이고 있다. θ 상이 많이 생성되고 상대적으로 Cu의 비율이 높은 Al-3Cu, Al-3Cu-

0.5Mg 조성에서 가장 높은 기계적 물성이 관찰되었으며, 미세조직 확인 결과 다량의 석출상이 생성되었음을 확인할 수 있었다. S상이 석출되는 Al-3Cu-1.5Mg와 Al-3Cu-2.5Mg 조성의 경우 T6 열처리 과정 중 S상의 과시효가 발생한다. 그로 인해 S''상이 S'상과 S상으로 상변태를 하여 TRS가 감소하였다. 결론적으로 Al-3Cu 조성에서 Mg가 소량 첨가되었을 때 가장 우수한 소결 및 열처리 특성과 함께 향상된 기계적 물성을 나타내었다.

후 기

이 논문은 2013년도 정부(미래창조과학부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 기초연구사업임(2012R1A1A1012983).

References

- [1] Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M., Langdon, T. G., 1997, An Investigation of Microstructural Evolution During Equal-Channel Angular Pressing, *Acta Mater.* 45:11 4733-4741.
- [2] Capus, J., 2011, The New Benefits of Binder Lubricants, *Met. Powder Rep.* 66:6 11-15.
- [3] Wang, J., Iwahashi, Y., Horita, Z., Furukawa, M., Nemoto, M., Valiev, R. Z., Langdon, T. G., 1996, An Investigation of Microstructural Stability in an Al Mg Alloy with Submicrometer Grain Size, *Acta Mater.* 44:7 2973-2982.
- [4] Jeandin, M., Koutny, J. L., Bienvenu, Y., 1983, Liquid Phase Sintering of Nickel Base Superalloys, *Powder Metall.* 36 1-10.
- [5] Mann, R. E. D., Hexemer, R. L. Jr., Donaldson, I. W., Bishop, D. P., 2011, Hot Deformation of an Al-Cu-Mg Powder Metallurgy Alloy, *Mater. Sci. Eng. A* 528:16-17 5476-5483.
- [6] Marceau, R. K. W., Qiu, C., Ringer, S. P., Hutchinson, C. R., 2012, A Study of the Composition Dependence of the Rapid Hardening Phenomenon in Al-Cu-Mg Alloys Using Diffusion Couples, *Mater. Sci. Eng. A* 546:1 153-161.
- [7] Bochini, G. F., Srl, H. I., Genoa, R., 1996, Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, *Adv. Powder Metallurgy Particulate Mater.* 1:2 115.
- [8] Hall, E. O., 1951, The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results, *Proc. Phys. Soc. B* 64:9 747.
- [9] Petch, N. J., 1953, The Cleavage Strength of Polycrystals, *J. Iron Steel Inst.* 174 25-28.