

용탕단조법에 의해 제조된 Mg-9Al-2Zn 합금의 시효거동 및 기계적 성질

강민철·김인배
부산대학교 금속공학과

The Aging Behaviors and Mechanical Properties of Mg-9Al-2Zn Alloy Fabricated by Squeeze Casting

Min-Cheol Kang and In-Bae Kim

Department of Metallurgical Engineering, Pusan National University, Pusan, 609-735

(1997년 2월 17일 받음, 1997년 4월 8일 최종수정본 받음)

초 록 용탕단조법에 의해 제조된 Mg-9Al-2Zn 합금을 미세조직관찰, 미소경도측정, 인장시험 등을 행하여 시효거동과 기계적 성질을 조사하였다. 용탕에 가압을 한 결과 주조결함이 제거된 미세한 주조조직을 얻었으며 미세조직은 초정 α (Mg 고용체), 과포화 고용체 α 상 및 β (Mg₁₇Al₁₂)화합물의 3가지 상으로 구성되어 있었다. 160°C 및 200°C에서 시효열처리한 결과 β 석출물에 의한 피크 경도값이 나타났으며 피크경도에서의 석출물의 형태는 lamella 형태의 불연속 석출물이 대부분이었고 과시효에 따라 불연속 석출물의 조대화와 함께 연속석출물의 분율이 증가하였다. 용탕단조방법에 의해 제조된 Mg-9Al-2Zn 합금의 인장특성은 인장강도 261.4MPa, 연신율 7.6%로서 상용 AZ 91 및 AZ 92 합금보다 인장강도 및 연신율에서 우수한 기계적 성질을 가졌는데 이는 Zn의 고용강화 및 용탕의 가압에 의한 효과였다.

Abstract The aging behaviors and mechanical properties of Mg-9Al-2Zn alloys fabricated by squeeze casting process have been investigated by optical & scanning electron microscopy, microhardness measurement, and tensile test. The products having cast defects-free and fine microstructure were fabricated by the liquid metal forging method. The microstructure of as-squeeze cast alloy was composed of pro-eutectic α magnesium solid solution, super saturated α solid solution and coarse β (Mg₁₇Al₁₂) compound. Aged at both 160°C and 200°C, Mg-9Al-2Zn alloy showed peak hardness due to the formation of β (Mg₁₇Al₁₂) precipitates. The discontinuous precipitates of the lamella type were predominant at peak aged condition. However, at over-aged condition, discontinuous precipitates were coarsened and the fractions of continuous phases were increased around the region of discontinuous precipitates. The tensile property of Mg-9Al-2Zn alloy fabricated by squeeze casting process had the better combination of tensile strength(261.4MPa) and elongation (7.6%) compared to the conventionally cast commercial AZ 91 and AZ 92 alloys.

1. 서 론

마그네슘은 밀도가 1.74g/cm³에 불과한 가벼운 금속으로서 알루미늄합금의 2/3, 티타늄합금의 1/4, 철강재료의 1/5 수준의 밀도를 가지는 경량재료이다. 마그네슘 합금은 비강도가 우수하고 치수안정성, 기계가공성, 진동흡수능, 전자파동의 흡수성 등이 뛰어나 수송기계 등 구조용 재료로서 주목을 받고 있다^{1~3)}. 그러나 합금용해시 급격한 산화반응과 내식성의 불량, 고온강도 불량, 조밀육방정구조에 따른 가공성 불량 등의 문제로 인해 응용분야에 제약을 받아왔다. 마그네슘 합금은 두차례의 세계대전을 치르면서 사용량이 증가하였으나, 그 후로는 고강도 알루미늄합금 개발 등 여타 경량재료에 밀려 사용량이 제자리에 머물고 있었다. 그러나 최근 환경문제의 심각성과 에너지 자원문제가 대두되면서 자동차, 항공기 등 수송수단의 소재 경량화는 매우 긴박한 과제가 됨에 따라 최근 수년간 사용량이 급증하고 있으며 그에 따라 마그네슘 합금계에 대한 연구도 활

발히 진행되고 있다. 이와 같은 마그네슘 합금에 관한 연구 동향은 Mg-Al-Zn(AZ계), Mg-Zn-Zr(ZK), Mg-Y-RE-Zr(WE계) 및 초경량 Mg-Li-Al계 합금 등을 대상으로 하고 있으며 이들 합금계에 Ca, Sr을 첨가함으로써 주조조직을 개선하고, Nd, Y, Ce 등의 희토류 원소를 첨가시켜 150°C~350°C에서 사용가능한 고온용 마그네슘합금개발을 위한 연구가 수행되고 있다^{4~8)}. 이와 함께 사형 및 금형주조 등 기존의 주조방법 외에 저압 및 고압 금형주조, 용탕단조법, 반응용주조법, 급냉용고방법 등의 프로세스 개발^{9,10)}에 관한 연구도 활발히 이루어지고 있다.

본 연구에 사용된 Mg-9Al-2Zn(AZ 92) 합금은 AZ 91 합금에 비해 널리 사용되고 있지는 않는데 그 이유는 Zn의 첨가량이 증가함에 따라 고용강화효과에 의해 강도는 증가하나 고액공존영역이 넓어져 주조결함의 발생 가능성이 높기 때문이다. 따라서 본 연구에서는 이들 주조결함을 효과적으로 제거하기 위해 기계적 고압력을 사용하는 용탕단조 방법을 적용하여 시편을 제조하여 시효거동 및 기계적

Table 1. Chemical compositions of Mg-9Al-xZn alloy(wt%).

	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Mg
Mg-9Al	9.19	0.09	0.18	0.017	0.002	0.001	0.002	bal
Mg-9Al-1Zn	9.31	0.97	0.19	0.021	0.001	ND	0.001	bal
Mg-9Al-2Zn	9.25	2.31	0.21	0.01	ND	0.02	0.004	bal

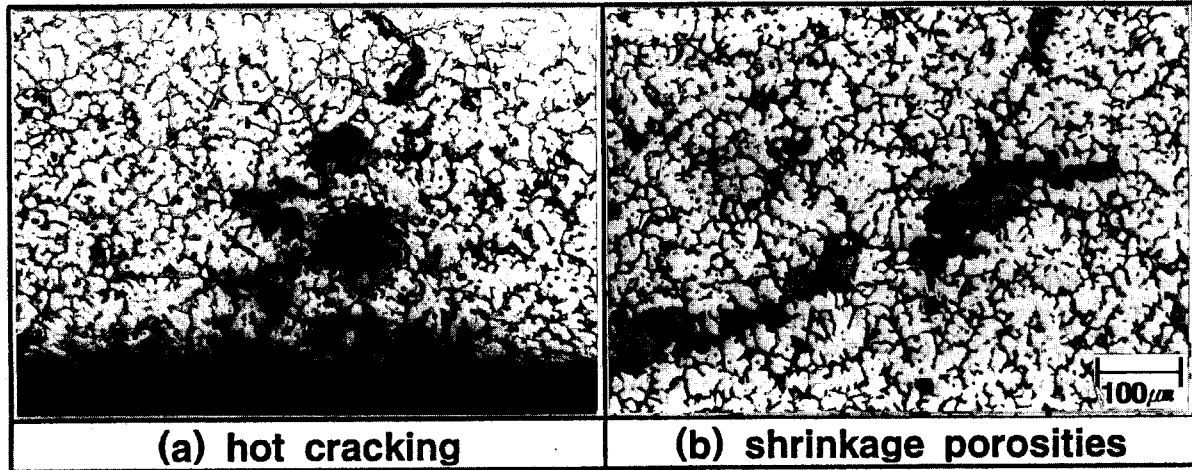


Fig. 1. Casting defects of Mg-9Al-2Zn alloy fabricated without pressure.

성질을 조사하여 고강도, 고인성 마그네슘 합금개발의 기초 자료를 마련하고자 했다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 시료는 연강계 도가니를 사용하여 고순도 AZ 91D, 순수 Mg, Al 및 Zn를 사용하여 용해하였다. 용탕의 산화를 방지하기 위하여 아르곤가스를 노내에 주입하여 780℃까지 가열 후 30분간 유지하였다. 금형에 주입하기 전 용탕 중의 산화피막을 제거한 후 200℃로 예열된 금형에 용탕을 주입하여 가압력을 0, 50, 75, 100MPa의 압력으로 가압하여 30초간 유지 후 직경 31mm의 원통 형태의 시편을 제조한 후 수냉하였다. 본 연구에 사용된 합금의 화학적 조성을 Table 1에 나타내었으며 Zn의 첨가량에 따른 영향을 알아보기 위해 Mg-9Al, Mg-9Al-1Zn 합금도 함께 제조하였다. 제조된 합금은 편석이나 개재물 등의 화학적 불균일부를 제거하기 위해 408℃에서 2시간 용체화열처리한 후 160 및 200℃로 유지된 실리콘 오일베스에서 78시간까지 시효열처리하였다. 경도측정은 micro-vickers 경도기로 측정하였으며 미세 조직은 2g oxalic acid+100ml H₂O로 부식시켜 영상분석기, 광학 및 주사식 전자현미경으로 관찰하였다. 기계적 성질은 주조상태 및 T6 조건에서 단면적 28±0.5mm², 표점거리 6±0.1mm의 봉상형태의 인장시편을 사용하여 크로스헤드 스피드를 0.5mm/min로하여 인장시험을 행하였다.

3. 결과 및 고찰

가압하지 않은 경우의 주조결함

Fig. 1은 Mg-9Al-2Zn 합금을 200℃로 예열된 금형에

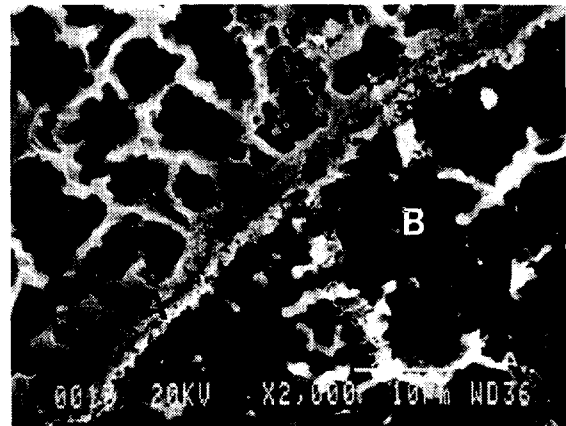


Fig. 2. SEM micrograph of Mg-9Al-2Zn alloy showing the hot cracking.

서 가압을 하지 않은 상태로 제조된 시편의 표면 및 내부의 주조결함을 나타내고 있다. (a)는 금형벽 주변에서 형성된 열간균열이며, (b)는 재료 내부의 수축공을 보여주고 있다. 표면 열간균열은 응고시 냉각속도에 따라 발달된 내부 응력에 의하여 생성되었으며, (b)와 같은 내부 결함은 Mg 합금에서 발생할 가능성이 높는데 그 이유는 용탕의 비중이 낮고 그에 따라 용탕내의 기포가 받는 압력이 작아져 기공에 의한 수축공의 발생가능성이 더욱 높기 때문이다⁽¹⁾.

Fig. 2는 이러한 결함들의 생성원인을 고찰하기 위해 주사식 전자현미경을 사용하여 표면부를 관찰한 조직이다. 주조조직에서 A 영역은 응고과정에서 형성된 Mg과 Al의 합물인 $\beta(Mg_{17}Al_{12})$ 상을 나타내고 있으며 B 영역은 α Mg 고용체이다. β 상 중간부분에 갈라진 틈새를 관찰할 수

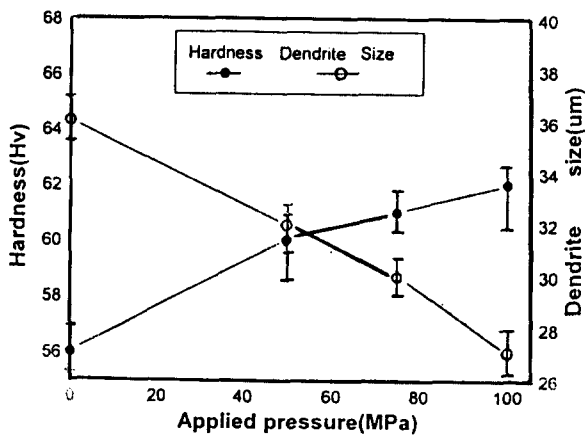


Fig. 3. Variations of microhardness and dendrite size as a function of applied pressure.

력이 증가함에 따라 증가하며 수지상 크기는 가압력이 증가함에 따라 감소하였다. 따라서 본 연구에서 채택한 가압력은 주조결함이 발생되지 않고 경도 및 수지상 크기를 고려하여 급형에 무리를 주지 않는 범위인 75MPa의 가압력을 설정하였다.

Fig. 4는 75MPa의 기계적 고압력을 사용하여 제조한 Mg-9Al-2Zn 합금의 주조조직을 나타낸 것이다. 미세조직에서 관찰되는 바와 같이 주조결함이 효과적으로 제거되어 있고 조직이 미세화되어 있음을 관찰할 수 있다. 이는 용탕이 받는 압력이 커짐으로서 주조결함의 원인이 되는 기공의 발생이 억제되기 때문이라고 해석할 수 있으며, 또한 고/액 계면에서 가압에 의해 수지상 사이에 액상의 충전이 용이하고 고상과 액상간의 젖음성이 향상되기 때문이라고 해석할 수 있다. 그외 액체 금속을 가압함으로써 가지는 장점



Fig. 4. Optical micrographs of as squeeze cast Mg-9Al-2Zn alloy.

있는데 이것이 응고과정에서 생성된 열간균열로서 이의 발생은 고상과 액상이 넓은 영역을 가지는 합금계에서 많이 나타나는 결함이며 고액공존영역에서 급형과 주형벽의 온도차에 의해 벽주위에 우선적으로 응고가 되어 수축이 일어나고 액상과의 응력에 의하여 발생¹²⁾하는 것으로 알려져 있는데 본 연구시료인 Mg-9Al-2Zn의 액상선과 고상선의 온도차이 $\Delta T(T_{liquidus} - T_{solidus})$ 가 150℃로서 Mg-9Al-1Zn의 125℃보다 고액공존역이 넓어 열간균열의 발생가능성이 더욱 높다고 할 수 있겠다. 열간균열의 발생영역이 β상 영역에서 나타난 것은 Mg-Al 합금에서 나타나는 비평형 응고조직으로 설명할 수 있는데 응고시 계면전방에 축적된 용질에 의하여 응고 전면의 액상은 평형응고온도 아래에서도 액상으로 존재하는 조성적 과냉상태가 되고 이에 의해 고/액계면이 불안정하게 되어 수지상이 생기게 되며 수지상들의 성장에 따라 수지상들이 서로 만나 고립된 액상을 형성하게 되는 최종 응고부에서 과포화된 공정조직이 나타나게 되어 고상과 액상간의 수축응력 및 열팽창계수차이에 의해서 발생¹³⁾되는 것으로 생각된다.

용탕단조법에 의해 제조된 합금의 미세조직

Fig. 3은 Mg-9Al-2Zn 합금을 가압력에 따라 시료 내부의 경도 및 수지상 크기를 조사한 결과로서 경도값은 가압

으로는 첫째, 높은 가압이 작용하기 때문에 기포와 수축공 등 주조결함을 제거할 수 있고, 둘째, 조직의 균질화와 미세화, 양호한 주물표면, 셋째, 정형에 가까운 정밀성으로 후처리 기계가공이 필요없는 등 기존의 주조방법에 의한 것보다 상온 및 고온에서의 기계적 성질이 뛰어난 뿐만 아니라 피로강도 및 크리프 강도가 양호한 제품이 얻어지는 것으로 알려져 있다^{14~17)}. 주조조직은 수지상 조직으로서 초정 α(Mg 고용체), 공정으로 구성되어 있는데 공정조직은 흰 부분의 과포화 α와 검은 부분의 화합물 β (Mg₁₇Al₁₂) 상의 3가지 상으로 구성되어 있음을 알 수 있다. 응고과정에서 형성된 β상은 주로 수지상 경계를 따라 분포하였으며 β상의 분율을 영상분석기로 분석한 결과 9% 내외의 값을 나타내었는데 이 값은 상태도상의 β상 평형분율 13%보다 낮은 값으로서, 이러한 결과는 용탕단조방법이 적용됨으로서 급냉에 의하여 사형주조의 경우보다 4%의 β상이 더 고용됨으로써 과포화 고용된 상태가 되었음을 의미한다. 수지상의 대략적인 간격은 평균 59μm 정도로 사형주조방법으로 제조된 시료의 150μm에 비해 미세한 조직을 나타내고 있다. 이는 액상 또는 고·액 상태에서 가압할 경우 고려될 수 있는 현상으로서 Clapeyron 식¹⁸⁾으로 나타낼 수 있다.

Table 2. Porosity levels of Mg-9Al-xZn alloys depending on applied pressure.

Specimen	Applied Pressure (MPa)	Average Density (g/cm ³)	Theoretical Density (g/cm ³)	Average Porosity (%)
AZ 92	0	1.798	1.829	1.69
AZ 92	75	1.821	1.829	0.43
AZ 91	75	1.803	1.809	0.33
AM 90	75	1.788	1.795	0.39

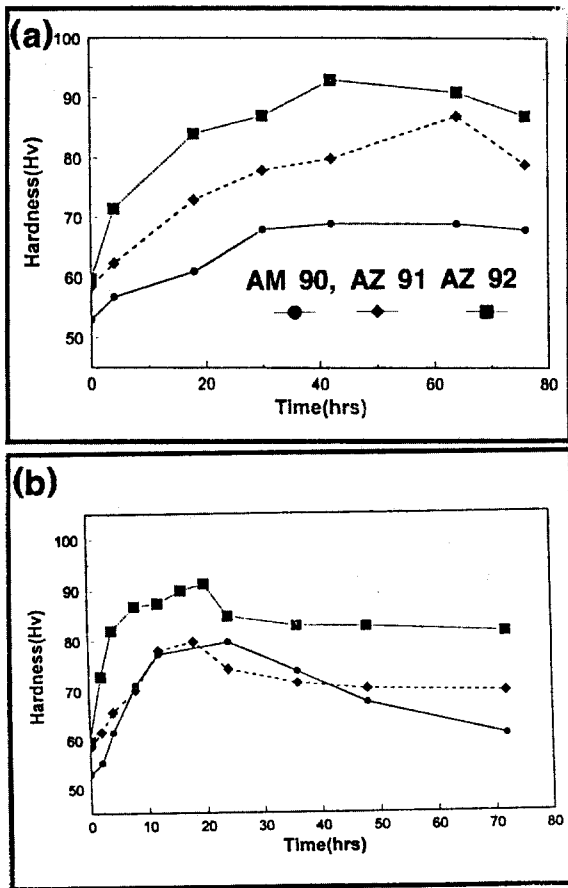


Fig. 5. Aging curves for Mg-9Al-xZn alloys aged at (a)160°C and (b)200°C.

$$\left[\frac{dP}{dT} \right]_{T_m} = - \frac{\Delta H}{T_m \Delta V}$$

위의 식에서 ΔV 는 체적변화율, ΔH 는 응고잠열로서 액상에서 고상으로 상변태시 체적은 감소, 잠열은 증가하므로 가압에 따라 용점 T_m 은 증가되어 과냉이 촉진된다. 아울러 용융금속에 압력을 가하면 원자간 평균거리는 짧아져 열전도율이 증가하고 따라서 냉각이 촉진되는 것으로 해석할 수 있으며 응고온도 상승으로 과냉현상을 촉진하고 그 결과 응고속도는 증가하여 조직이 미세화된다.

또한 Mg-9Al-xZn 합금을 가압력에 따른 주조조직의 밀도와 기공율을 조사한 결과를 Table 2에 나타내었는데 Mg-9Al-2Zn 합금의 경우 75MPa의 가압력이 적용되었을

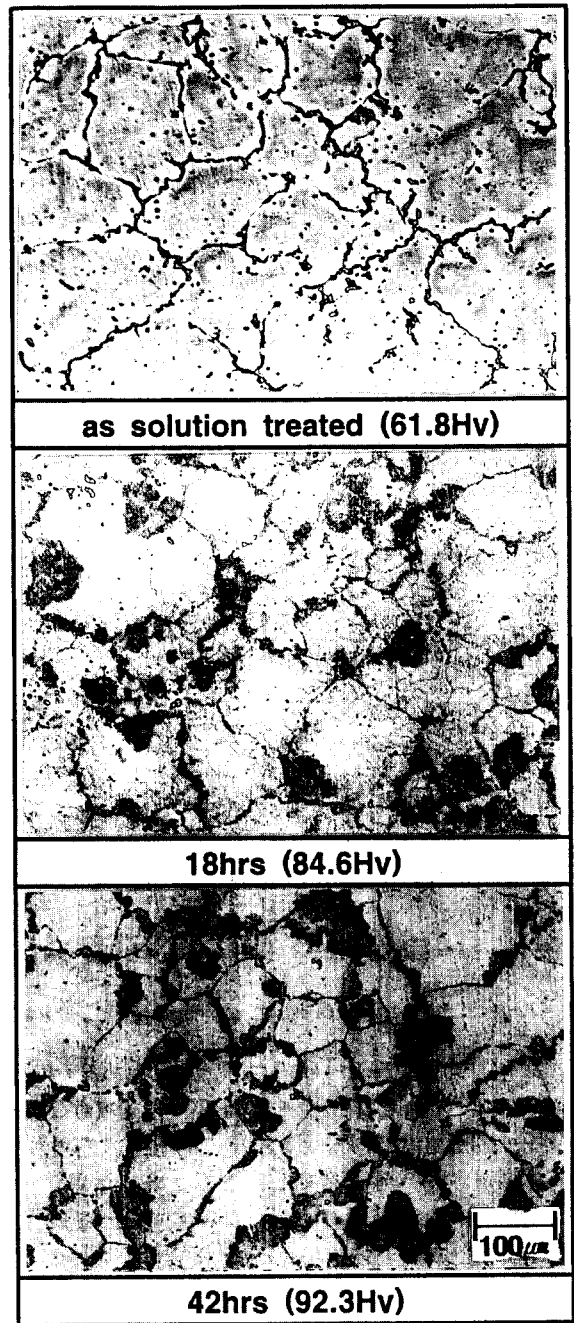


Fig. 6. Optical micrographs of Mg-9Al-2Zn alloys as a function of aging time at 160°C.

때 기공율이 0.43% 였으나 가압력이 주어지지 않은 경우 1.69%의 기공율을 보였다. 주조상태에서의 경도는 Zn가 첨가되지 않은 Mg-9Al 2원계의 경우 53.1Hv, 1% 및 2%의 Zn가 첨가된 경우에는 57.8, 61.3Hv를 각각 나타내어 Zn첨가량에 따라 경도값이 높게 나타났는데 이는 Mg 기지에 비해 Zn의 원자반경차에 의한 크기효과로서 고용강화에 의한 것이다.

용탕단조법에 의해 제조된 합금의 시효특성

Fig. 5(a)는 Mg-9Al-xZn 합금을 160°C에서 시효할 때 나타나는 시효경화곡선으로서 세 시편 모두 피크 경도값을 나타내었는데 Zn-free의 경우 68.3Hv, 1% 및 2%의

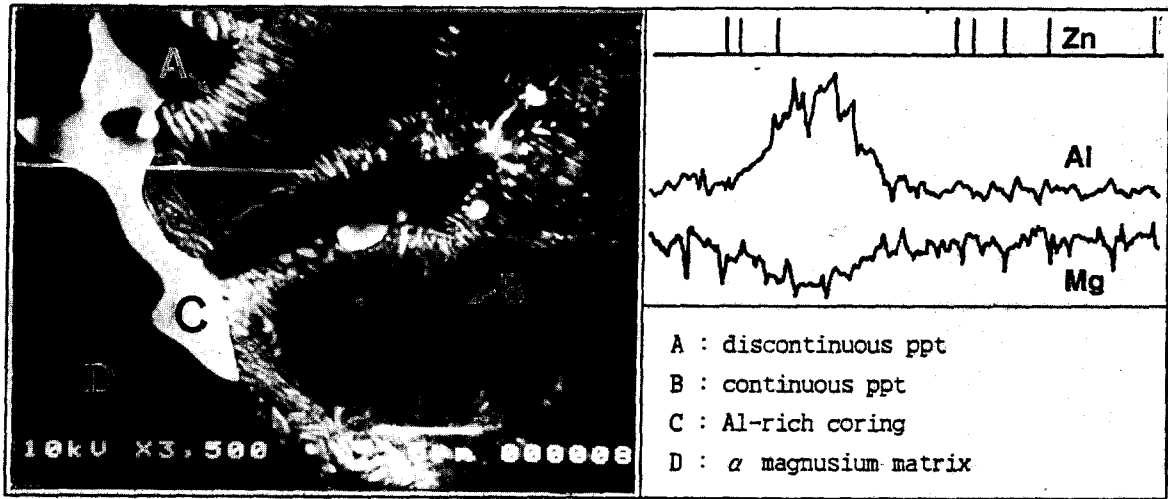


Fig.7. SEM micrograph and EDS analyses of Mg-9Al-2Zn alloy aged at 160 °C for 42hrs.(aged condition of peak hardness)

Zn가 첨가된 경우에는 87.6과 92.3Hv를 각각 나타내었다. 피크경도값이 나타난 것은 시효처리에 의하여 β상이 석출됨으로서 강화되었기 때문이다. Zn의 첨가량이 증가할수록 전 시효구간에서 경도값이 높았는데 이는 Mg과 Zn의 원자 반경차에 의한 탄성상호작용에 의한 고용강화의 결과인 것이다. β상은 Al의 첨가량이 많을수록 보다 많은 β상을 석출하여 상온 강도는 증가하나 용융점이 437 °C에 불과하여 온도에 의해 쉽게 연화되고 조대화되어 100 °C 이하에서만 사용가능¹⁹⁾한 것이 단점으로 지적할 수 있다.

200 °C에서 시효열처리한 시효경화곡선은 (b)에 나타내었는데 피크 경도값에 이르는 시간은 세 시편 모두 16~24시간으로 160 °C의 시효온도에 비해 단시간으로 이동하였음을 알 수 있는데 이러한 결과는 일반적으로 빠른 석출의 최적온도는 석출입자의 핵발생 속도와 성장속도의 이상적인 조합에 대응하는 온도이다²⁰⁾. 따라서 200 °C 시효의 경우가 160 °C 경우보다 입자의 핵발생속도와 확산계수의 보다 이상적인 조합임을 알 수 있다. 그리고 Zn가 첨가된 합금은 Zn-free합금에 비해 피크 경도값에 도달한 이후의 경도값의 감소폭이 상대적으로 작았는데 이러한 결과는 Zn의 첨가가 과시효를 지연시키는 역할을 한 것으로 판단할 수 있다. 한편, 본 시료보다 Al의 첨가량이 낮은 용탕단조한 Mg-6Al-2Zn 합금의 경우²¹⁾는 200 °C에서 70시간 시효시 피크 경도값을 나타내었으며 Mg-9Al-2Zn 합금의 경우는 24시간에서 최대경도를 나타내어 Mg-6Al-2Zn 합금보다 동일 온도에서 피크경도를 나타내는 시효시간이 1/3로 단축되었는데 이것은 Mg-Al-Zn 합금에서 주강화상을 이루는 Al 양이 상대적으로 많기 때문에 시효에 따른 경화현상이 빨라졌기 때문으로 해석된다.

Fig. 6은 160 °C의 시효온도에서 Mg-9Al-2Zn 합금의 시효시간에 따른 미세조직의 변화를 나타낸 것이다. 용체화처리조직에서는 응고과정에서 형성된 조대한 β상이 α기지에 재고용되어 있음을 보여주고 있으며 피크경도값을 나타내기 전단계인 18시간 시효한 경우의 미세조직은 석출상이 일부 수지상 경계에서 석출되어 내부로 성장하고 있음을 알

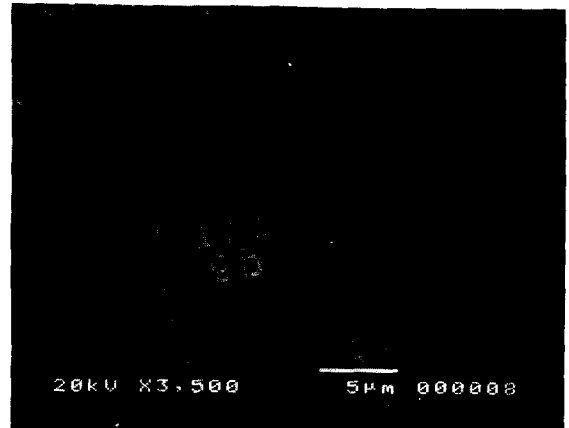


Fig. 8. SEM micrograph of Mg-6Al-2Zn alloy aged at 240 °C for 42hrs.

수 있다. 피크 경도값을 나타내는 42시간 시효처리 조건에서의 미세조직은 석출상의 분율이 증가되어 있으며 수지상 사이에 석출물이 골고루 분포되어 있음을 관찰할 수 있다.

Fig. 7은 시효석출상을 관찰하기 위해 160 °C에서 42시간 시효시킨 Mg-9Al-2Zn 합금을 주사식 전자현미경조직 및 EDS 분석결과를 나타낸 것이다. 수지상 경계의 Al-rich상 영역(C)에서 석출이 시작되어 입내로 확산되고 있는데 대부분 lamella 타입의 불연속 석출물(A)이 대부분 차지하고 있으며 불연속 석출물 사이에 미세한 연속석출물(B)도 관찰되었다. 이 석출물들은 Mg₁₇Al₁₂ (β)상으로 결정구조²²⁾는 A12(α-Mn) 타입으로 격자상수가 8.89 Å인 입방형 구조로 알려져 있다. 불연속적으로 조대하게 석출하는 석출물들은 파괴과정에서 석출물과 기지와 면이 우선적인 미세균열의 형성 site가 되는 것으로 보고²³⁾되고 있으며, 이러한 lamella 형태의 석출물의 형상변화를 통해 강도를 향상시키는 연구가 앞으로 필요하다고 하겠다. 한편, Mg-Al-Zn합금계에서 Al 첨가량이 낮을수록 그리고 시효온도가 높을수록 연속석출물의 분율이 높은 것으로 조사되었다. 이러한 결과에 대한 증거로서 용탕단조한



Fig. 9. SEM micrograph of Mg-9Al-2Zn alloy aged at 200°C for 72hrs.(over aged condition)

의 양이 많을수록 과시효시 경도값의 저하가 비교적 적게 나타나는 것으로 보고²¹⁾되고 있다.

Fig. 9는 과시효된 Mg-9Al-2Zn 합금의 주사전자현미경 조직으로서 피크 경도값을 나타내었던 Fig. 7의 미세조직과 비교해 불태 불연속 석출물이 조대화되어 있고 lamella의 간격도 넓어져 있으며 조대화된 불연속석출물 사이에서 연속석출물도 관찰되었다.

용탕단조법에 의해 제조된 합금의 인장특성

Fig. 10은 Mg-9Al 합금에 Zn의 첨가량에 따른 인장특성을 나타낸 것으로 (a)는 주조조직 상태, (b)는 용체화처리 후 T6 열처리한 시료의 최대인장강도, 항복강도, 연신율을 나타낸 것이다. (a)와 (b)모두 Zn의 첨가량에 따라 항복강도 및 최대인장강도가 증가하였으며 본 시료의 경우 Zn의 양과 강도사이에 다음과 같은 관계식이 얻어졌다.

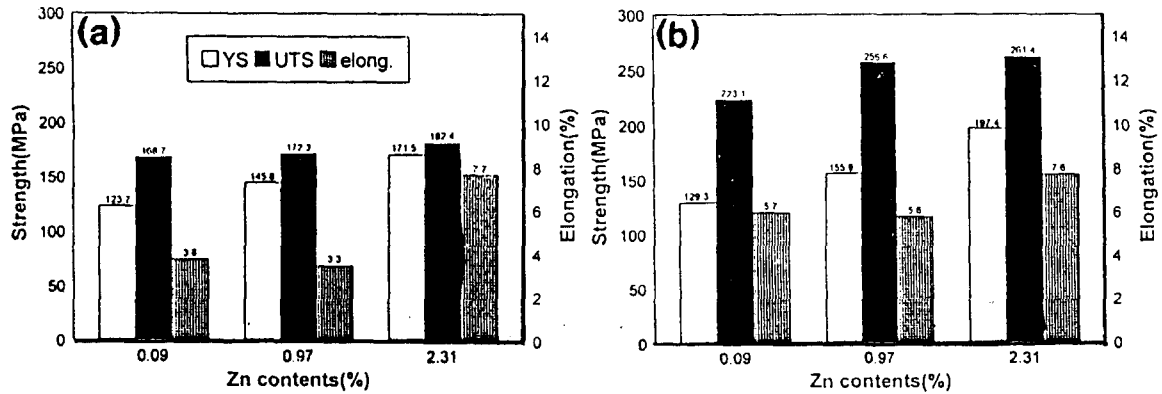


Fig. 10. Mechanical properties of Mg-9Al-xZn alloys as the function of zinc contents. (a) as squeeze cast condition (b) T6 heat treated condition.

Table 3. Comparison of mechanical properties for various casting processes.

casting process and temper	alloys	UTS (MPa)	elong. (%)
squeeze casting(T6)	AZ 92	26.1	7.6
sand casting(T6)	AZ 91	200	3
permanent mold casting(T6)	AZ 92	235	-
rheo-casting(F)	AZ 91	150-200	-

Mg-6Al-2Zn 합금의 미세조직(Fig. 8)²¹⁾을 관찰해 보면 연속 석출물이 대부분을 차지하고 있다는 것을 알 수 있다. 이들 연속 석출물들은 결정입계 주변에 α기지와 방위성을 가지고 석출되어 있는데, 연속 석출물의 방위성은 기지의 {0001}과 {1112} 면에 평행하게 석출하는 것으로 알려져 있다. 이들 석출물이 기계적 특성에 미치는 영향은 석출물이 미세할수록 불연속 석출물의 양이 적을수록 상온에서 인장특성이 우수하며, 불연속 석출물과 연속석출물의 비는 시효전 재료내의 {1012} 면에서의 기계적 쌍정의 형성에 의해 증가되는 것으로 알려져 있다²²⁾. 석출물의 형상은 장시간 시효시 기계적 특성에도 큰 영향을 미치는데 연속석출물

(a) 주조조직상태

$$YS(\text{MPa}) = 22.2 \times (\%Zn) + 124.3$$

$$UTS(\text{MPa}) = 5.8 \times (\%Zn) + 166.7$$

(b) T6 열처리 상태

$$YS(\text{MPa}) = 30.6 \times (\%Zn) + 126.2$$

$$UTS(\text{MPa}) = 20.9 \times (\%Zn) + 236.4$$

T6 열처리한 시료의 인장성질은 Mg-9Al-2Zn 합금이 최대인장강도 261.4MPa, 연신율 7.6%의 값을 나타내었다. T6 열처리는 특히 최대인장강도의 증가에 효과적으로 기여했는데 이러한 인장강도의 증가는 앞서 기술한 바와 같이 수지상 경계에서 시효석출된 연속 및 불연속 β상에 따른 것으로 생각된다. 다른 주조방법과 비교해 보면 Table 3에서 보는 바와 같이 사형주조방법에 의해 제조된 상용 AZ 91합금²⁴⁾, 금형주조한 AZ 92 합금²⁵⁾, 반응용교반용고시킨 AZ 91²⁶⁾ 등에 비하여 우수한 인장특성을 나타내었다. 본 연구시료의 경우 항복강도 및 최대인장강도가 Zn 첨가량에 따라 증가하였음에도 연신율의 변화는 나타나지 않았다. 이러한 결과는 용탕에 기계적 고압을 사용하는 용탕단조법이 채택됨으로서 열간균열 등 주조결함의 효과적

인 제거가 가능하였고 Zn의 첨가가 강도의 향상을 유발시키며 연신율을 저하시키지 않는 유익한 원소로 작용하였기 때문이다.

4. 결 론

용탕단조방법에 의해 제조된 Mg-9Al-2Zn 합금의 시효거동 및 기계적 성질을 미세조직관찰, 경도측정 및 인장시험을 통하여 조사한 결과 아래와 같은 결론을 얻었다.

1) 가압하지 않은 상태로 제조된 시료의 경우 주조결함이 발생되었고 이러한 열간균열의 발생부는 표면의 최종 응고부인 β 상 영역이었다.

2) 용탕단조방법을 사용하여 주조조직을 관찰한 결과 열간균열과 수축공 등 주조결함이 제거된 건전한 주조품이 제조되었다.

3) 주조상태에서의 미세조직은 사형주조 등에 비해 미세한 수지상 조직을 나타냈으며 초정 α 상, 과포화 α 상, β 상의 세가지 상으로 구성되어 있었다.

4) Mg-9Al-xZn 합금은 β 상의 석출에 따라 시효경화특성을 나타내었으며 Zn의 첨가량이 높은 Mg-9Al-2Zn 합금이 전시효구간에서 경도값이 높게 나타났으며 과시효가 지연되었다.

5) 시효조직을 관찰한 결과 피크경도값을 나타내는 조건에서는 대부분 불연속 석출물이 석출되었으며 과시효조건에서는 조대화된 불연속석출물 사이에 연속석출물들도 관찰되었다.

6) T6 열처리 후 인장시험 결과 Zn 첨가량에 따라 강도가 증가하였는데 Mg-9Al-2Zn 합금의 경우 인장강도 261.4MPa를 나타내었으며 Zn양에 따른 연신율의 감소는 나타나지 않았다.

감사의 글

본 연구는 1996년도 한국과학재단 핵심전문연구과제(과제번호 961-0801-006-1) 연구비 지원에 의하여 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. J.G. Mezzoff, Advanced in Magnesium Alloys and Composites Pro. of a symposium sponsored by TMS, San Diego, 1(1988)
2. T.J. Ruden and D.L. Albright, Advanced Materials & Process, No.6, 28(1994)
3. G.A. Chadwick and Bloyce, Proceedings of "Magnesium Alloys and Their Applications", Garmisch-Partenkirchen(FRG), 93(1992)
4. W.E.Mercer, SAE Technical paper No. 900788 (1990)
5. J.S.Waltrip, Proceedings of 47th International Mag-

- nesium Association, ,124(1990)
6. H. Westengen, Proceedings of "Magnesium Alloys and Their Applications", Garmisch-Partenkirchen (FRG), 77 (1992)
7. M.C.Kang, Y.H.Kim and I.B.Kim, Pro. of HNTTI at Dangdong, China 624(1996)
8. 강민철, 김순호, 정해용, 이정무, 김경현, 김인배, 한국재료학회지, 2(6), 389(1992)
9. M.C.Kang, C.H.Joo and I.B.Kim, Pro. of the 3th IUMRS-ICA, Vol.1 Seoul, Korea, 327(1996)
10. P.S.Fredrick, N.L.Bradley and S.C.Erickson, Advanced Materials & Process, 10, 53(1988)
11. Y.Nishita and H.Matsubara, B. of Japan Inst. Metal, 19, 895(1980)
12. G.S.Foerster, Proceedings of 33rd International Magnesium Association, Montreal, Canada, 44 (1976)
13. D.A. Porter and K.E. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, 2nd ed., Chapman & Hall, 207(1992)
14. Metal Handbook 9th ed., Vol.15, ASM, 323(1988)
15. F. Klein, Proceedings of "Magnesium Alloys and Their Applications", Garmisch-Partenkirchen (FRG), 33 (1992)
16. S.O.Shool, SAE technical paper No.900790 (1990)
17. G.A. Chadwick, Proceedings "Magnesium Technology", London, 75(1986)
18. D.R.Gaskell, Introduction to Metallurgical Thermodynamics, 2nd ed., McGraw-Hill, 166(1981)
19. C.F.Baker, Proceedings of "Magnesium Alloys and Their Applications", Garmisch-Partenkirchen (FRG), 77(1992)
20. R.W.Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 4th ed., John Wiley & Sons, Inc., 138(1996)
21. 강민철, 윤일성, 김경현, 김인배, 한국재료학회지, 7 (2), 129(1997)
22. C.S. Roberts, Magnesium and Its Alloys, John Wiley & Sons, Inc.,120 (1960)
23. 이승혁, 이성학, 김도향, 대한금속학회지, 34(5), 585 (1996)
24. I.J.Pomear, Light Alloys, 2nd ed., 170(1989)
25. R.S.Busk, Magnesium Products Design, Marcel Dekker, Inc., 268(1986)
26. A.Yuasa, S. Matui, S.Kamado and Y.Kojima, J. of Light Metals, 44(1), 9(1994)