

|||||||
論 文
 |||||

용탕단조법에 의한 고강도 Mg-Li-Al합금 제조

한창화 · 황영하 · 김영우 · 김도향 · 홍준표

Fabrication of High Strength Mg-Li-Al Alloys by Squeeze Casting Process

Chang-Hwa Han, Yong-Ha Hwang, Yong-Woo Kim, Do-Hyang Kim and Chun-Pyo Hong

Abstract

Fabrication of high strength Mg-Li-Al alloys by squeeze casting was established by the stabilization of melt and mold temperatures, applied pressure and the refining method. The entrapment of inclusions during pouring was prevented using 30 ppi alumina foam filter. The as-cast microstructure consists of a mixture of α and β phases including $AlLi$ and $MgLi_2$ Al particles, which are distributed in the β matrix. The grain sizes of gravity and squeeze casting alloys were 288 μm and 207 μm respectively. The addition of Al in Mg-Li alloys promoted the formation of second phase particles, which were adjusted to optimize the properties of Mg-Li-Al alloys. The Mg-10wt%Li-5wt%Al alloy after heat treatment at 350°C for 1 hour showed the maximum hardness value. This is due to the facts that the amounts of α and β phases and their distributions are dependent upon the solution treatment temperature, and that the amounts of $AlLi$ and $MgLi_2$ Al particles are dependent upon the Al content.

(Received December 11, 1996)

1. 서 론

마그네슘 합금은 1909년 독일의 International Aviation Exhibition사에서 구조용 재료로서 개발되어[1] 높은 비강도, 우수한 가공성 등으로 인하여 최근 자동차, 항공기, 방위산업 그리고 일반기계에 사용량이 점차 증가추세에 있다[2].

특히 초경량 금속원소인 Li를 첨가한 Mg-Li계 합금은 기존의 마그네슘 합금보다 밀도를 획기적으로 낮추어 비강도를 높일 수 있기 때문에 항공기, 미사일, 장갑차 등 우주항공 재료로서 많은 주목을 받고 있다[3]. Mg금속에 16wt%Li이 첨가되면 합금의 밀도는 1.3 g/cm³으로 Mg의 1.74 g/cm³와 Al의 2.7 g/cm³보다 약 절반정도 밀도를 낮출 수 있으며, 결정구조가 조밀 육방정(HCP) α 구조에서 체심입방정(BCC) β 구조로 변화되어 가공성의 향상을 기할 수 있다는 이점이 있다[4-5]. 이러한 이점을 바탕으로 초기에는 β 단상을 기지로 하는 Mg-Li계 합금의 개발이 이미 1950년대에 시작 되었으며[6], Mg-Li계 합금에 Al, Ag, Zn, Cd등이 첨가됨으로써 석출물에 의해 강화 된다는 사실이 밝혀진 이후[7-8] 이들 합금원소가 첨가된 고강도 Mg-

Li계 합금의 개발이 1960년 NASA를 중심으로 항공기 제작업체 등에 의해 추진되어 LA 91, LA 141A 그리고 LAZ 937 등의 실용합금이 개발 되어왔다[9-10]. 최근 세계적으로 에너지 절약 및 환경 공해 규제가 대폭 강화됨에 따라 자동차 항공기등 수송수단의 소재 경량화에 대한 새로운 인식과 더불어 7075, 8090등 대표적인 고강도 알루미늄 합금과 같은 수준의 높은 비강도를 유지하면서 합금의 밀도를 획기적으로 낮출 수 있는 초경량, 고강도 Mg-Li계 합금이 많은 주목을 받고 있으며, 이 합금에 대한 연구가 증가 추세에 있다.

마그네슘 합금의 제조방법으로는 사형 주조법, 금형 주조법, 다이캐스팅 등이 주종을[11] 이루었으나 1980년 이후 용탕단조, 반응용 가공법 등의 연구가 활발히 진행되고 있다. 이러한 실용합금개발과 기술의 진보에도 불구하고 알루미늄등 타경량소재와 비교하여 상대적으로 낮은 강도에 따른 구조재 사용이 제한되어 있으며 Mg, Li 금속의 대기중 노출시 강한 산화성과 폭발성으로 인한 용해작업의 어려움으로 다른 합금소재에 비하여 연구가 활발하게 진행되지 못하였다.

이에 본 연구에서는 Mg, Li금속의 대기중에 노출시 안전취급 문제와 용탕의 산화성, 개재물 혼입 등의 용

해작업의 문제점을 해결하기 위한 용탕단조 주조공정을 확립하고, 용탕단조 주조변수인 가압력, 용탕주입 온도, 금형 예열온도를 변화시켜 기계적 특성이 우수한 용탕단조 최적조건을 확립하여 초경량, 고강도 Mg-Li-Al 합금을 설계하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 용해 및 주조

Mg과 Li의 강한 산화성을 억제하고 용점차이가 큰 금속원소의 합금을 제조하기 위해 진공고주파 유도로에서 목표조성의 Mg-Li-Al 모합금을 제조 하였다. 먼저 불순물의 유입을 최대한 억제하기 위해 고순도 Mg, Li, Al 및 용탕주입구에 한국 호세코사의 20 ppi 알루미늄포머 필터를 사용하였으며 흑연 도가니에 BN 코팅을 하였다. 금속간 용점차이가 크기 때문에 Mg, Al을 먼저 도가니에 장입하고 아르곤 분위기에서 용해한 후 Li를 첨가하였다. 용탕온도를 800°C로 유지한 후 직경 120 mm×높이 145 mm 금형에 주입하여 모합금을 제조하였다.

제조된 모합금은 표면의 산화층을 제거한 후 BN으로 코팅한 흑연도가니에 장입하여 대기고주파로에서 재용해 하였다. 대기고주파 용해시 용탕표면의 산화를 억제하기 위하여 아르곤 가스를 흘려 주었으며 용해 온도는 800°C를 유지하였다.

본 연구에서 사용한 용탕단조기는 plunger type의 30톤 규모의 수직가압방식의 유압프레스이며 용탕을 설정된 주입온도가 될 때까지 유지한 후, 필터가 장착된 주입컵을 통하여 예열된 금형에 주입하여 80초 동안 가압하였다. 주입시 개재물 및 산화물의 혼입을 방지하기 위하여 한국호세코의 30 ppi, 두께 30 mm의 알루미늄포머 필터를 사용하였으며 잉고트 크기는 지름 50 mm×길이 100 mm의 봉상으로 주조하였다.

용탕단조 조건을 확립하기 위하여 Mg-10wt%Li-

3wt%Al 합금을 가압력, 용탕주입온도, 금형예열온도 등의 제조 변수를 변화시켜 주조하였으며 각 공정 조건을 Table 1에 나타내었다. 합금의 조성변화를 통해 우수한 기계적특성을 갖는 최적합금을 설계하기 위하여 Li과 Al의 첨가량을 변화시킨 Mg-Xwt%Li-3Al (X: 4,6,8,10,16)합금과 Mg-10wt%Li-Ywt%Al (Y:3,4,5,6,7) 합금을 용탕주입온도 750°C, 금형예열온도 200°C, 가압력 100 MPa에서 주조하였다. 제조된 잉고트의 화학 성분은 ICP-ES(Inductively coupled plasma emission spectroscopy)를 이용하여 분석하였으며, 그 결과를 Table 2에 나타내었다.

2.2 조직관찰 기계적 성질 측정

합금의 조직관찰은 주조된 시편과 열처리한 시편에 대하여 행하였으며, 여기서 열처리한 시편이란 350°C에서 1시간 용체화 처리후 수냉한 것을 의미한다. 광학현미경 조직관찰은 시편의 종단면과 횡단면을 절단하여 1.5 mm×4.5 mm 크기의 시편을 #600부터 #2000 사포까지 차례로 연마후 buffering으로 최종 연마 하였다. 증류수(24 ml)+ethyl alcohol(75 ml)+nitric acid(1 ml) 부식액을 사용하여 40초간 부식시키고 광학현미경으로 미세조직을 관찰 하였다. 결정립 크기는 Smith와 Guttman[12]이 제안한 방법에 의해 광학현미경으로 관찰된 미세조직의 사진에 시험선을 긋고 시험선의 단위 길이당 통과하는 결정입계의 평균수를 측정하여 결정의 응고분율에 따른 결정립계의 평균수로써 계산하였다. 합금에 존재하는 상을 분석하기 위하여 Cu-K α선으로 X선 회절분석을 행하였다.

주조 및 열처리한 시편의 경도값을 알아보기 위하

Table 2. Chemical composition of Mg-Li-Al alloys (wt%)

	Li	Al	Mg
Mg-10Li-3Al	9.67	2.87	Bal.
Mg-10Li-5Al	9.73	4.93	Bal.

Table 1. Experimental conditions

Experimental variables	1	2	3	4	5	6	7	8
Pressure (MPa)	50	50	50	100	100	100	150	150
Pouring temp.	750	700	650	750	700	650	750	700
Mold temp.	200	200	200	250 200 100	200	200	200	200

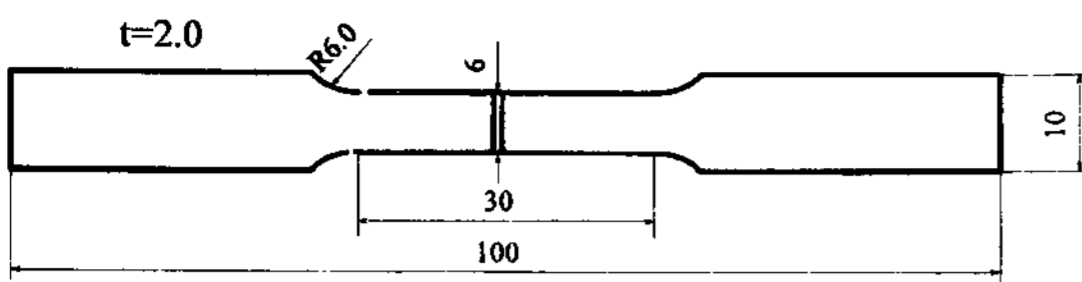


Fig. 1. Schematic illustration of tensile test specimen.

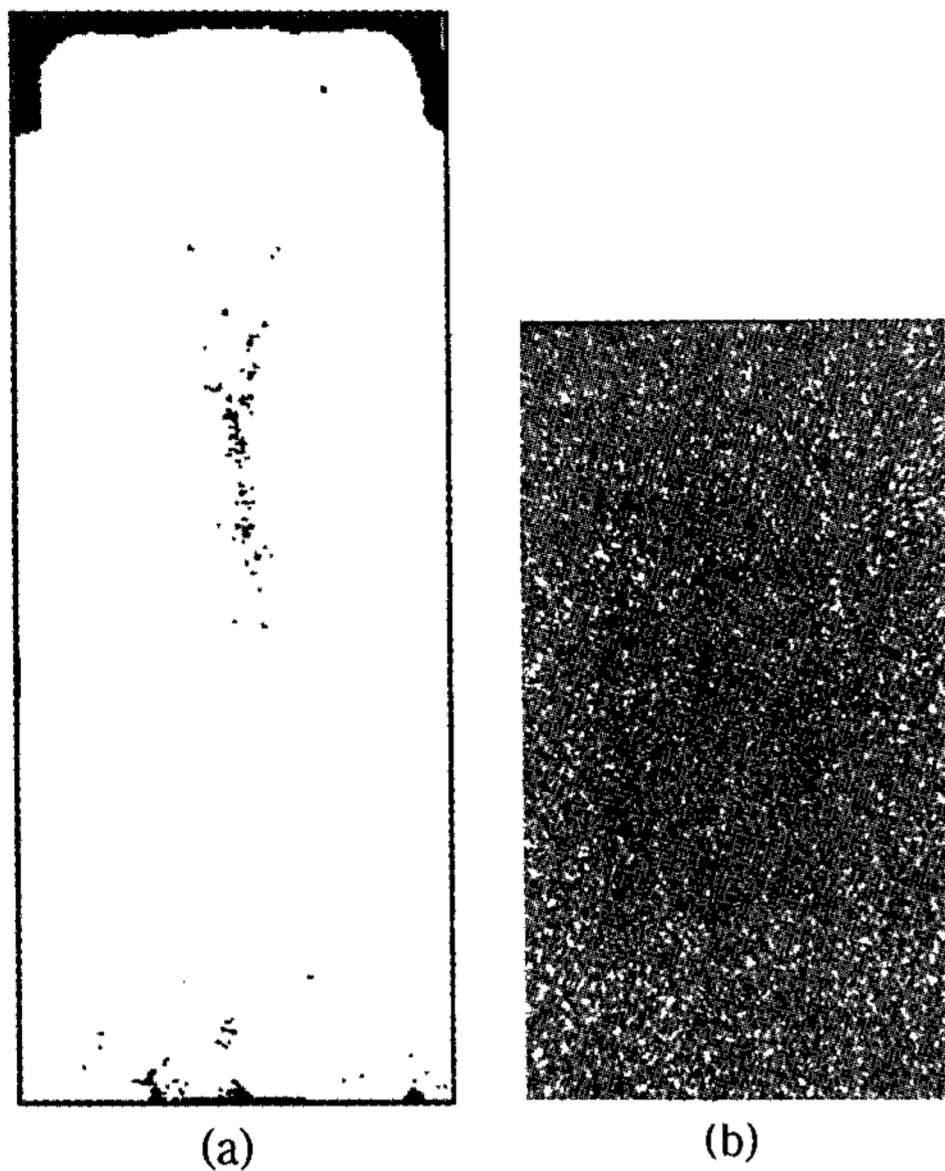


Fig. 2. Macrostructures of Mg-10Li-3Al alloy ingots produced by; (a) gravity casting and (b) squeeze casting.

여 로크웰 경도계(Rockwell hardness, B scale-1/16" ball)와 미소 경도계(Microvickers hardness, Mututoyo MVK-63)를 사용 하였으며 각 시편의 측정부위는 균 등하게 하고 10회 측정 후 평균값을 취하였다.

인장시험은 판재형상으로 실시하였으며, 시험편의 규격은 Fig. 1에 나타내었다. 인장시험은 Instron사의 인장시험기를 이용하였고, gauge length: 25 mm, cross head speed: 2 mm/min으로 하였다

3. 결과 및 고찰

3.1 용해 및 주조

용탕단조 주조공정을 확립하기 위하여 제조된 Mg-10wt%Li-3wt%Al 합금의 잉고트 단면의 거시조직을 Fig. 2 (a)와 (b)에 나타내었다. 중력주조한 경우 육안으로 기공이나 개재물이 관찰되었으나, 용탕단조한 잉고트에서는 거의 관찰되지 않았다. 이는 주조된 모합금

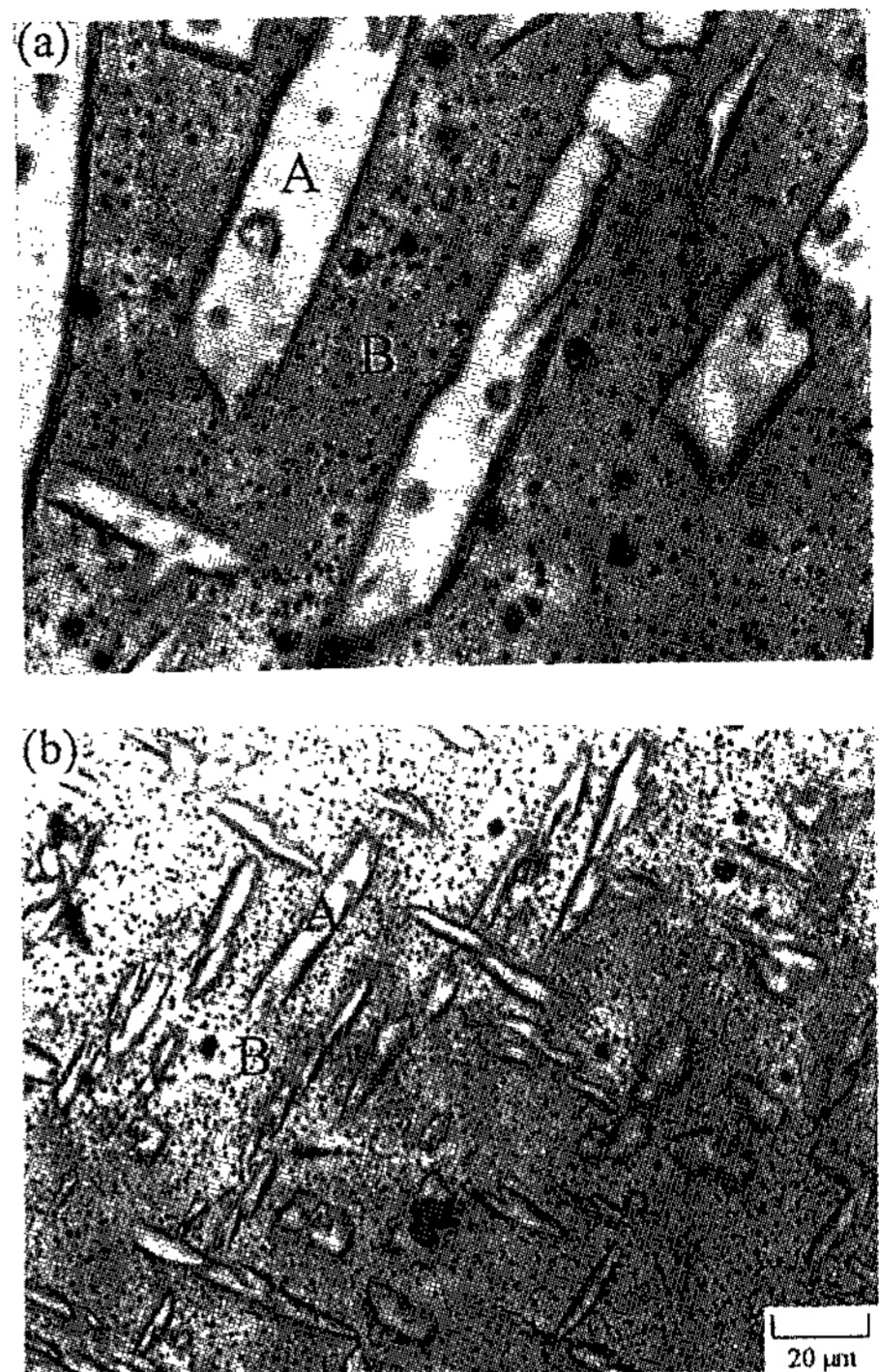


Fig. 3. Optical micrographs of the as-cast Mg-10Li-3Al alloy with: (a) gravity casting and (b) squeeze casting.

을 Ar분위기에서 용해함으로써 대기와의 접촉을 방지 하고, 주입시 예열된 주입컵을 사용하여 용탕이 금형 내로 빠르게 유입되게 함으로써 산화를 최대한 억제하였으며 주탕후 4초 이내에 용탕에 압력을 가함으로써 유효압력 손실을 적게 하였기 때문으로 판단된다. 또한 주조시 개재물의 혼입은 주입컵에 부착된 30 ppi, 두께 30 mm의 알루미늄포머 필터에 방지된 것으로 생각된다. 중력주조시의 주상정 길이는 12 mm이며 중심부에 조대한 등축정이 형성되었으나, 용탕단조한 경우 주상정 길이는 6 mm로 중력주조한 경우에 비해 감소 하였으며 잉고트의 전반에 미세한 등축정 조직을 형성 하고 있었다. 잉고트 전반에 미세한 등축정조직의 형성은 중력주조시 금형과 용탕계면과의 사이에 존재하는 air gap이 가압력에 의해 제거됨으로써 금형과 용탕의 계면이 이상적으로 밀착되어 계면열저항이 급속히 감소되고 계면열전달 계수가 증가되어 가압에 따른 응 고중 냉각속도의 증가, 과냉도의 증가 등에 기인한 것으로 생각된다. 용탕단조된 잉고트의 성분분석 결과 Li과 Al 평균 회수율은 96%, 99%로 높게 나타남으로써 주조공정의 확립을 기할 수 있었다.

주조 조직의 존재상을 알아보기 위하여 Mg-10wt% Li-3wt%Al 합금의 중력주조한 경우와 용탕단조한 시편의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 3(a)와 (b)에 나타내었으며, X-선 회절분석 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 존재상은 Fig. 3(b)의 A로 표시된 밝은색 α (h.c.p)상과 B로 표시된 어두운색의 β 기지(b.c.c)상이 복합조직으로 구성되어 있으며, 존재상에서 관찰된 미세한 입자상은 α 상 주위를 에워싼 미세 입자상과 β 기지상내에는 구상의 형태로 조밀하게 분포하고 있었다. 이러한 입자상들은 X-선 회절분석 결과 AlLi, MgLi₂Al임을 알 수 있었다.

주조된 합금의 존재상의 크기를 측정한 결과 용탕단조한 합금에서는 α 상의 길이가 50 μm ~70 μm , 두께 5 μm ~10 μm 그리고 결정립의 크기는 100 μm ~300 μm 정도로 이는 Fig. 3(a)의 중력주조한 합금의 α 상의 길이 50 μm ~180 μm , 두께 5 μm ~50 μm 그리고 결정립 크기 150 μm ~350 μm 에 비해 미세하였다. 주존재상인 α 상의 주변에 β 상이 에워싸고 있는 형태로 존재하고 있었다. α 상에는 0.2 μm ~0.5 μm 의 미세상과 2~4 μm 의 조대한 구형 입자상인 MgLi₂Al이 혼재하고

있으며, β 기지상 내에는 0.1 μm ~0.2 μm 크기의 AlLi 이 분포되어 있음을 X-선회절 분석결과를 통해 알 수 있었으며, 평균 결정립 크기는 용탕단조한 경우 207 μm 로 288 μm 인 중력주조한 경우보다 미세 하였다. 이러한 결정립 미세화는 가압에 의해 수지상이 깨어져서 핵생성처를 제공하고, 용탕과 금형의 틈이 감소하여 열저항이 줄어들어 냉각속도가 급격히 증가하기 때문이라고 생각된다.

3.2 용탕단조 주조조건에의 영향

용탕단조시 발생할 수 있는 거시편석을 최소화하여 건전한 용탕단조품을 제조하기 위한 주조변수로서 금형예열온도, 용탕주입온도, 가압지체시간이 감소해야 한다는 연구결과[13]에 따라, 편석이 최소화되고 기계적특성이 우수한 최적 용탕단조 조건을 확립하기 위하여 가압력, 용탕주입온도, 금형예열온도 등의 주조변수를 택하여 실험하였다. 본 연구에서는 최적의 용탕단조 조건을 확립하기위해 Mg-10wt%Li-3wt%Al 합금을 Table 1과 같은 조건에따라 주조하였으며, Mg, Li금속의 산화 및 기화를 억제하기 위하여 용탕주입 온도 750°C이상에서의 주조는 배제하였다.

Table 1의 주조변수에 따라 용탕단조한 잉고트의 미세조직 크기를 측정한 결과를 Table 3에 나타내었으며, 가압력 변화에 따른 α 상의 분포 형태와 크기변화가 있음을 알 수 있었다.

Table 3. Variation of microstructural size of the Mg-10wt% Li-3wt%Al alloy

Applied pressure	Pouring temp.	Grain size (μm)	α phase size (μm)	
			length	thickness
50 MPa.	700°C	242	70	22
	750°C	268	82	25
100 MPa.	650°C	190	27	8
	700°C	196	32	9
	750°C	207	37	8
150 MPa.	700°C	190	34	12
	750°C	193	40	10
Applied pressure	Mold temp.	Grain size (μm)	α phase size (μm)	
			length	thickness
100 MPa.	100°C	190	48	17
	200°C	207	37	8
	250°C	237	52	18

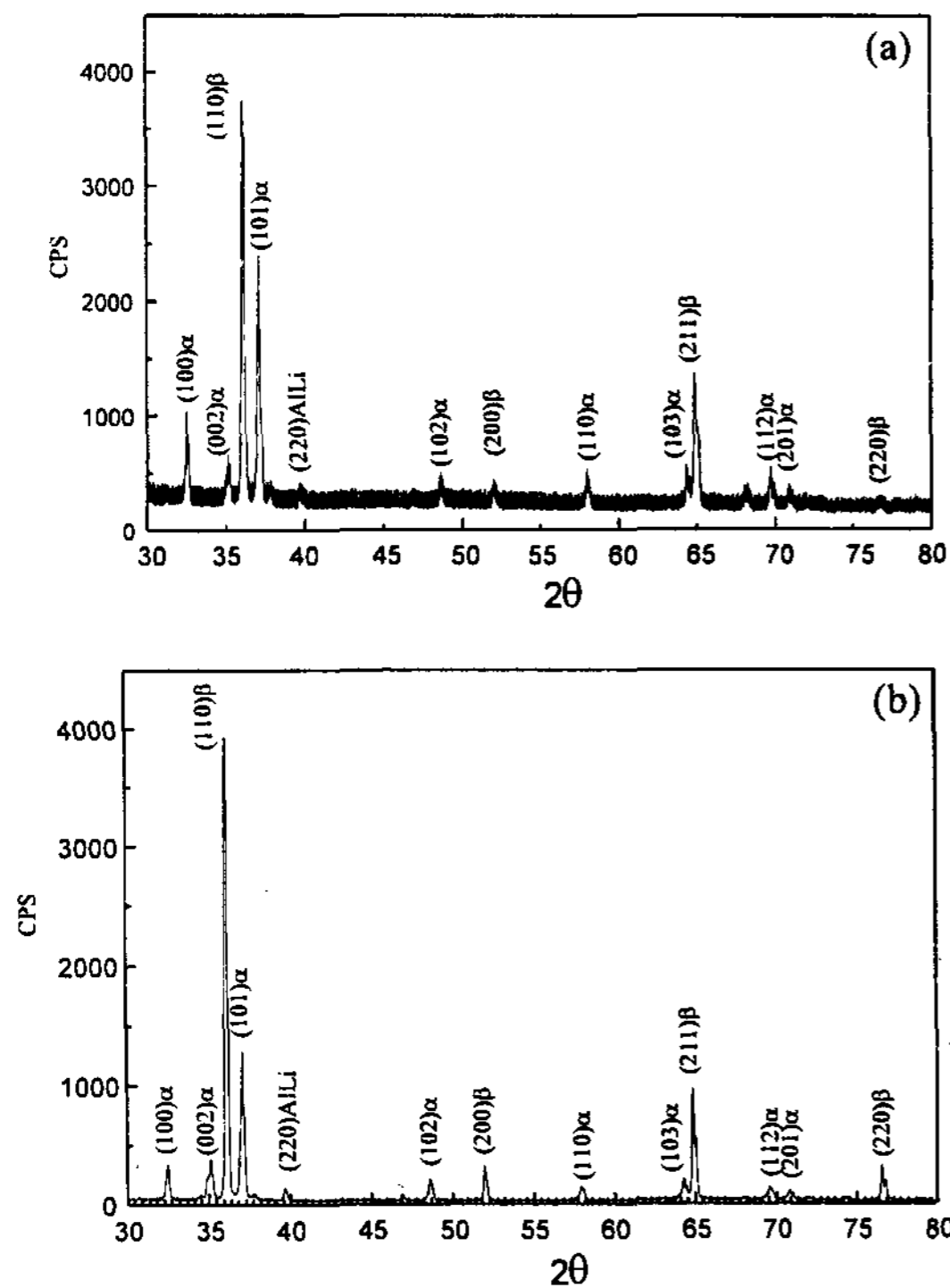


Fig. 4. X-ray diffraction spectra from: (a) gravity casting and (b) squeeze casting of the Mg-10Li-3Al alloy.

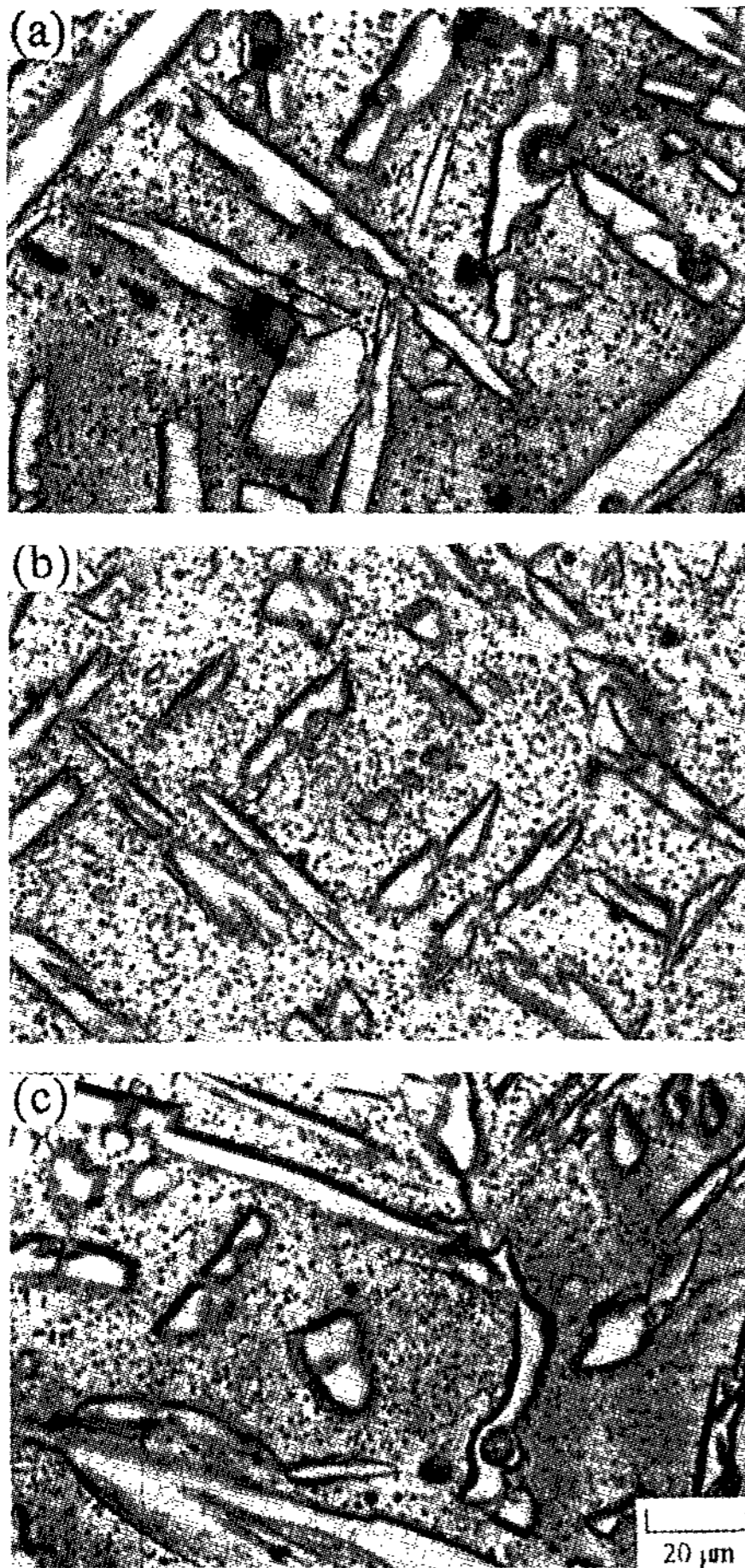


Fig. 5. Optical micrographs of the as-cast Mg-10Li-3Al alloy with various pressures; (a) 50 MPa, (b) 100 MPa and (c) 150 MPa at a pouring temperature of 750°C and a mold temperature of 200°C.

가압력이 미세조직에 미치는 영향을 관찰하기 위해 용탕주입온도 750°C, 금형예열온도 200°C에서 가압력 변화에 의해 제조된 시편의 미세조직을 광학 현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 5(a)-(c)에 나타내었다. Fig. 5(b)의 100 MPa에서의 α상의 크기와 분포는 일정한데 비해, Fig. 5(a)의 50 MPa에서의 α상의 평균결정립의 크기는 100 MPa보다 조대하였으며 α상들의 크기 변화가 매우 심하였다. Fig. 5(c)의 150 MPa에서는 100 MPa보다는 평균결정립의 크기는 미세하였으나 α상의 크기는 조대하였으며 크기 변화가 심하였다. 이는 적정 가압량에서 벗어난 경우 응고점 변화가 커져 핵생성이 어려워짐에 따라 결정립이 조대화 되었기 때문으로 판단된다. 따라서 결정립을 미세화할 수 있는 결정

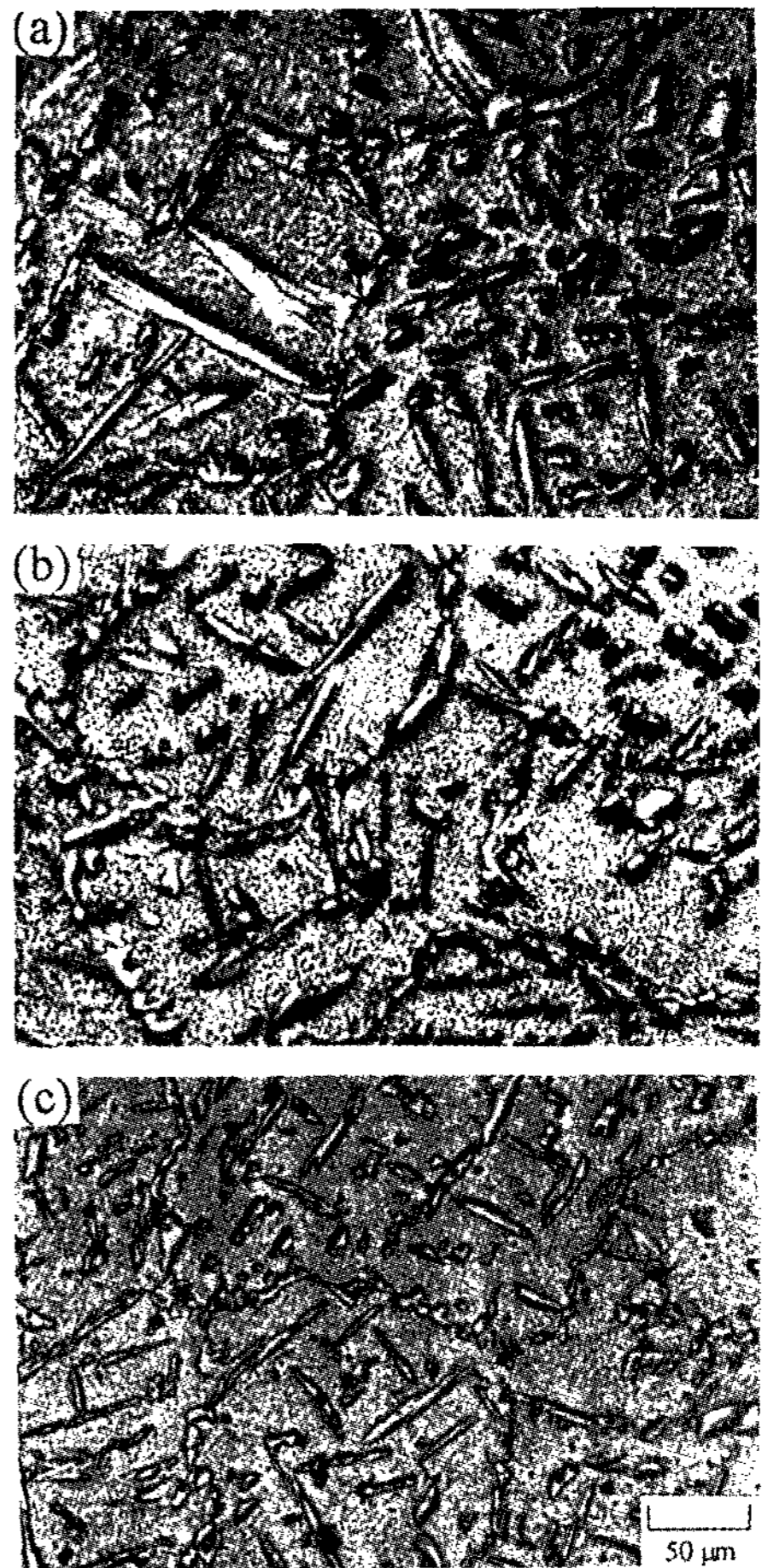


Fig. 6. Optical micrographs of the as-cast Mg-10Li-3Al alloy with various pouring temperatures; (a) 650°C, (b) 700°C and (c) 750°C, at a pressure of 100 MPa and a mold temperature of 200°C.

핵은 응고점 온도보다 약간 높은 과냉도를 유지할 수 있는 100 MPa에서 가장 효과적으로 생성되며 이로인하여 α상이 가장 균일하게 미세화된 것으로 생각된다.

용탕 주입온도가 미세조직에 미치는 영향을 관찰하기 위해 Fig. 6(a)-(c)에 가압력 100 MPa, 금형예열온도 200°C에서 용탕주입온도 변화에 따라 제조된 잉고트의 미세조직을 광학 현미경으로 관찰한 결과를 나타내었다. Table 3의 결과로부터 가압량이 증가함에 따라 결정립은 미세화 되었으나 기계적특성에 영향을 미치는 α상은 용탕주입온도 650°C에서 전반적으로 미세하게 분포하고 있으나, 용탕주입온도 700°C이하에서는 주입후 주물 밑부분이 가압개시전에 응고되어 응고층이 형성됨으로써 건전한 잉고트를 제조할 수

없었다. 또한 Fig. 6(a)-(c)에 나타난것처럼 분포된 α 상의 크기 변화는 6(c)의 750°C에서 가장 적은 것을 알 수 있었다. 따라서 Mg-Li-Al 합금의 산화를 억제하고 미세조직 및 균일한 α 상 분포를 갖는 건전한 잉고트를 제조하기위한 적정주입온도는 750°C라고 판단된다.

금형 예열온도의 영향을 알아보기위하여 가압력 100 MPa, 용탕주입온도 750°C에서 100°C, 200°C, 250°C로 금형 예열온도를 변화시켜 제조한 잉고트의 미세조직을 Fig. 7(a)-(c)에 나타내었다. 존재상의 크기를 측정된 결과 금형예열온도 100°C에서는 α 상의 평균 길이는 48 μm , 두께 17 μm 이었으며, 평균 결정립의 크기는 190 μm 이었다. 200°C에서는 α 상의 평균 길이는 37 μm , 두께 8 μm 이었으며, 250°C에서 α 상의

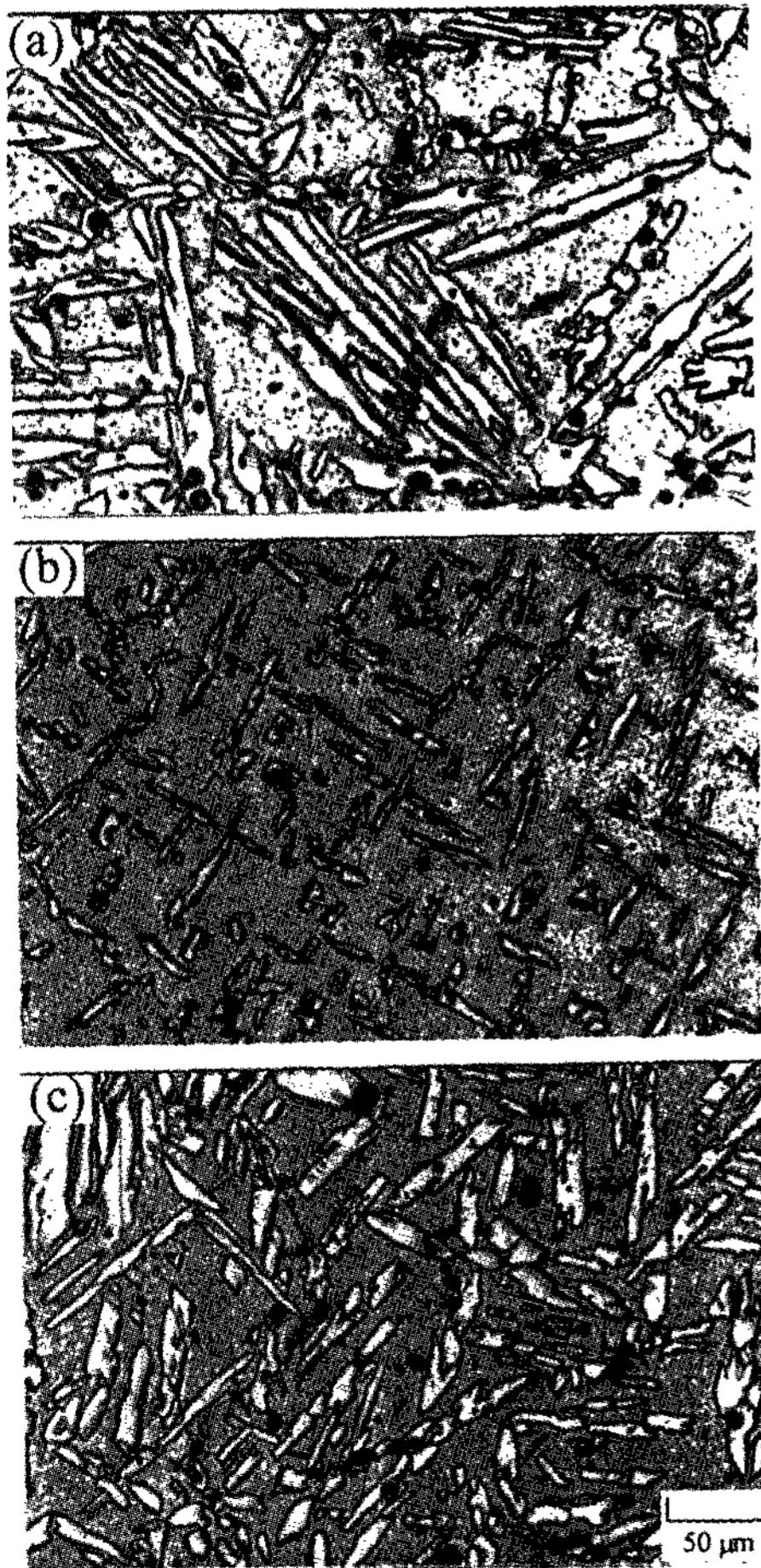


Fig. 7. Optical micrographs of the as-cast Mg-10Li-3Al alloy with various mold temperatures; (a) 120°C, (b) 200°C, (c) 250°C, at a pressure of 100 MPa and a pouring temperature of 750°C.

길이는 52 μm , 두께 18 μm 이었으며, 결정립의 크기는 237 μm 정도 되었다. 존재상의 크기에서 나타나듯이 금형예열온도 200°C에서 가장 미세한 결정립과 α 상이 형성되었음을 알 수 있다. 이러한 존재상의 분포 양상과 결정립 크기의 분포형태가 Fig. 7(b)에서 가장 양호함을 알 수 있다. 이는 금형 예열온도가 가압시 응고점 이동에 영향을 주어 결정립 형성 및 존재상을 분포시킨 결과라 사료된다. 즉 금형예열온도 200°C에서 주물 상부에 가해진 압력에 의해 초기열전달이 증가하면서 금형의 온도를 상승시켜 양호한 응고조직을 얻을 수 있는 액상선 온도 근접한 부근에 도달 시켰기 때문으로 생각된다.

가압력에 따른 기계적 특성을 평가하기 위해 중력 주조와 용탕단조한 합금의 주조상태의 경도 및 인장강도 결과를 Fig. 8에 나타내었다. 용탕단조 주조조건은 용탕주입온도 750°C, 금형예열 온도 200°C로 일정하게 고정시킨 후 가압력을 변화 시켰다. 전반적으로 용탕단조를 행하였을 경우가 중력주조보다 기계적특성이 우수하였으며 가압력 100 MPa에서 가장 우수한 기계적 특성을 나타내었다.

용탕주입온도 700°C이하에서의 가압력 변화에 따른 기계적 특성은 용탕주입온도 750°C에 비해 낮았다. 이는 결정핵생성 임계반경은 압력증가에 비해 커져 고압하에서는 핵생성이 어렵다는 고전열역학적 개념에 따른 연구와 같이[14] 각각의 용탕주입온도에서 일정압력 이상에서는 핵생성이 어려워 인장강도가 낮아졌다고 생각된다.

금형예열온도에 따른 영향을 알아보기 위하여 용탕 주입온도 750°C, 가압력 100 MPa, 금형온도 100°C, 200°C에서 각각 용탕단조후 주조상태에서 인장시험한 결과 인장강도 145 MPa, 153 MPa로 금형온도 200

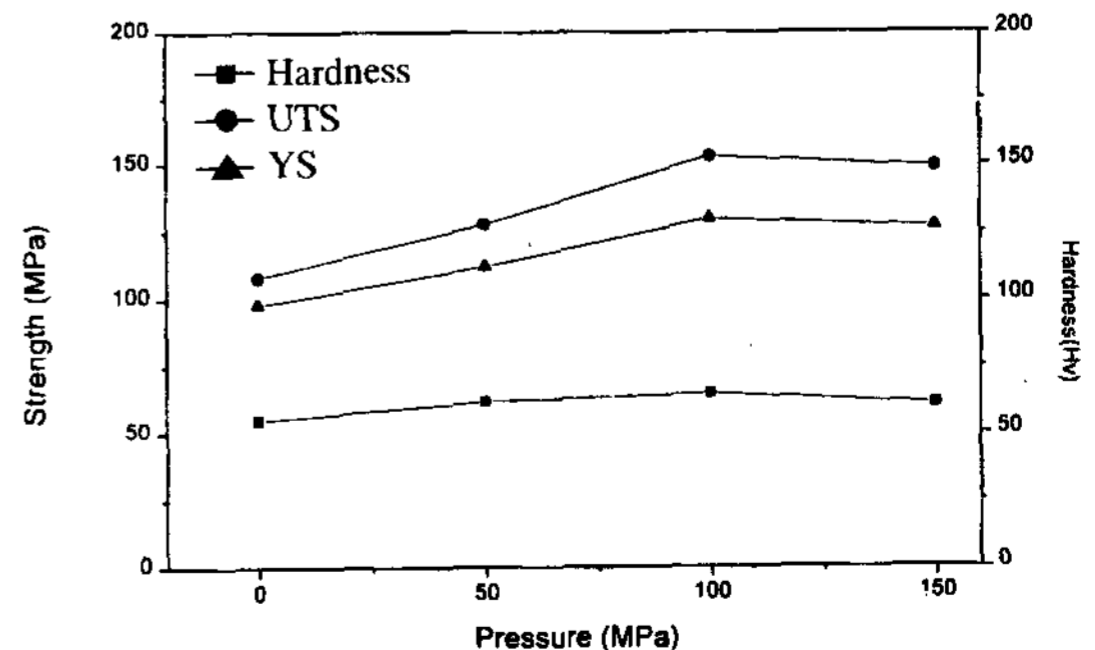


Fig. 8. Effect of pressure on the U.T.S and the hardness of the squeeze-cast Mg-10Li-3Al alloy.

°C에서 주조한 경우가 우수하였다. 이는 금형온도가 낮을수록 편석은 감소하였으나 온도가 낮을수록 평균 결정립 및 α상이 조대화 되었기 때문으로 판단된다.

따라서 본 연구에 적용한 용탕단조 주조조건에서 가압력 100 MPa, 용탕주입온도 750°C, 금형예열온도 200°C에서 가장 우수한 기계적특성 및 건전한 잉고트와 양호한 미세조직을 얻을 수 있었다.

3.3 조성의 영향

Fig. 9는 용탕주입온도 750°C, 금형예열온도 200°C, 가압력 100 MPa에서 용탕단조한 Mg-Xwt %Li-3wt% Al (X:4,6,8,10,16) 합금을 주조상태와 350°C 1시간 용

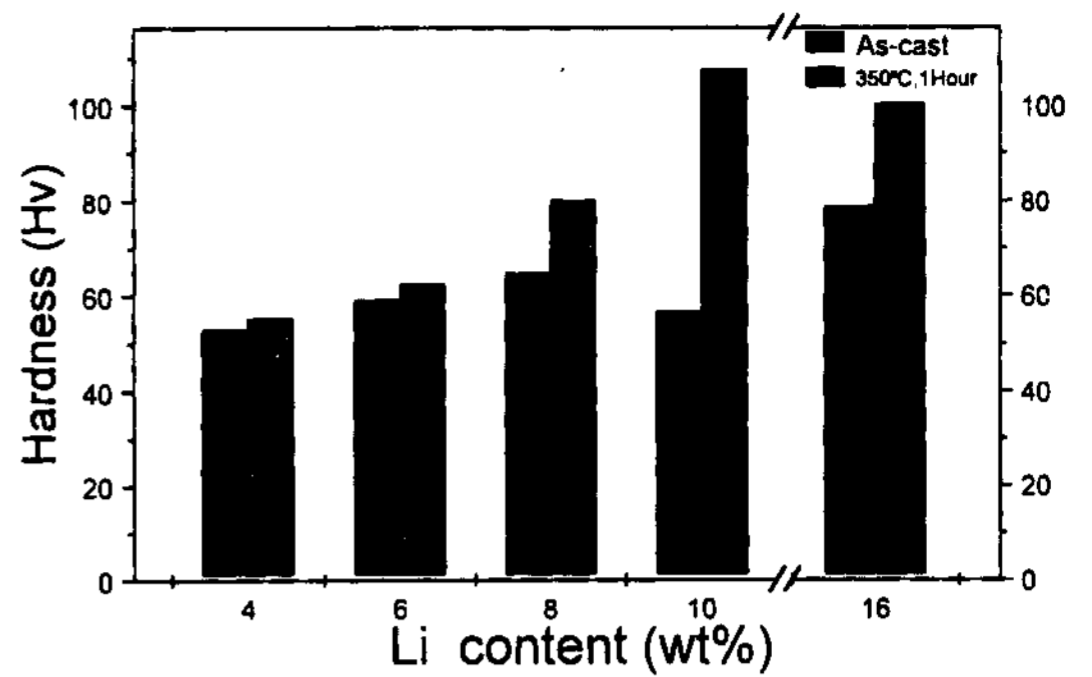


Fig. 9. Variation of the hardness value for the as-cast and heat treated specimens of the Mg-XLi-3Al (X=4,6,8, 10 and 16) alloys.

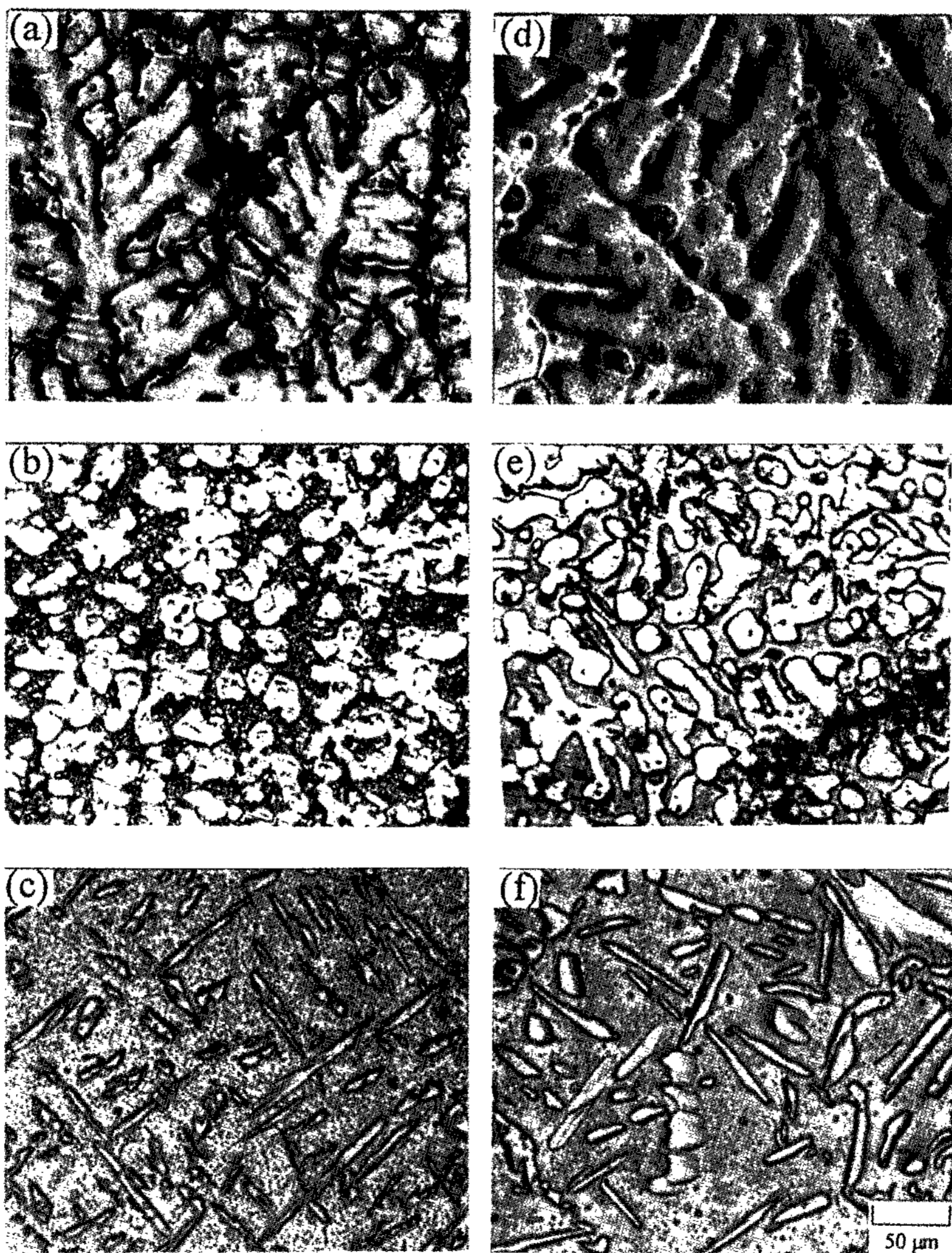


Fig. 10. Optical micrographs showing the as-cast microstructures; (a) Mg-6Li-3Al, (b) Mg-8Li-3Al and (c) Mg-10Li-3Al alloys, and the heat treatment microstructures; (d) Mg-6Li-3Al, (e) Mg-8Li-3Al and (f) Mg-10Li-3Al alloys.

체화처리 후의 경도변화를 보여 주고있다. 주조상태에서는 β (bcc)단상 조직인 16%Li에서 가장 우수한 경도값을 보여 주었으며 350°C에서 1시간 용체화처리 후에는 α (hcp), β (bcc)단상 보다는 α (hcp)+ β (bcc) 2상 조직인 10%Li에서 가장 우수한 경도값을 나타내었다. 전반적으로 주조상태보다 용체화처리 후의 경도값이 증가하였으며 α (hcp)와 β (bcc)단상의 경우 열처리에 의한 경화현상이 미약한 반면 α (hcp)+ β (bcc) 2상조직의 열처리에 의한 경화현상이 뚜렷하였다. 이러한 결과는 α , β 상 및 제2상인 AlLi의 존재 양에 큰 변화를 주었기 때문이라고 생각된다.

Fig. 10, 11은 α + β 2상조직에서 Li량을 변화시킨 광

학현미경 사진과 XRD분석 결과이다. Mg-6wt%Li-3wt%Al 합금의 경우에는 α 상과 α 상을 둘러싼 미세입자와 β 상으로 구성되어 있으며, 용체화처리후 주조상태에서 관찰되었던 AlLi과 β 상은 XRD결과 관찰되지 않았으며, α 상내의 존재하던 미세입자 또한 관찰되지 않았다. Mg-8wt%Li-3wt%Al 합금의 경우에는 20~50 μ m 크기의 α 상과, α 상을 둘러싼 β 상 조직으로 구성되어 있었으며 α , β 상내에는 미세입자가 분포되어 있었으나 용체화 처리후에는 미세입자들이 α , β 상내에 거의 관찰되지 않았다. Mg-10wt%Li-3wt%Al의 경우에는 α + β 2상조직에서 Li량을 증가함에 따라 결정립의 크기가 감소하였으며 용체화처리 후에는 미세입자

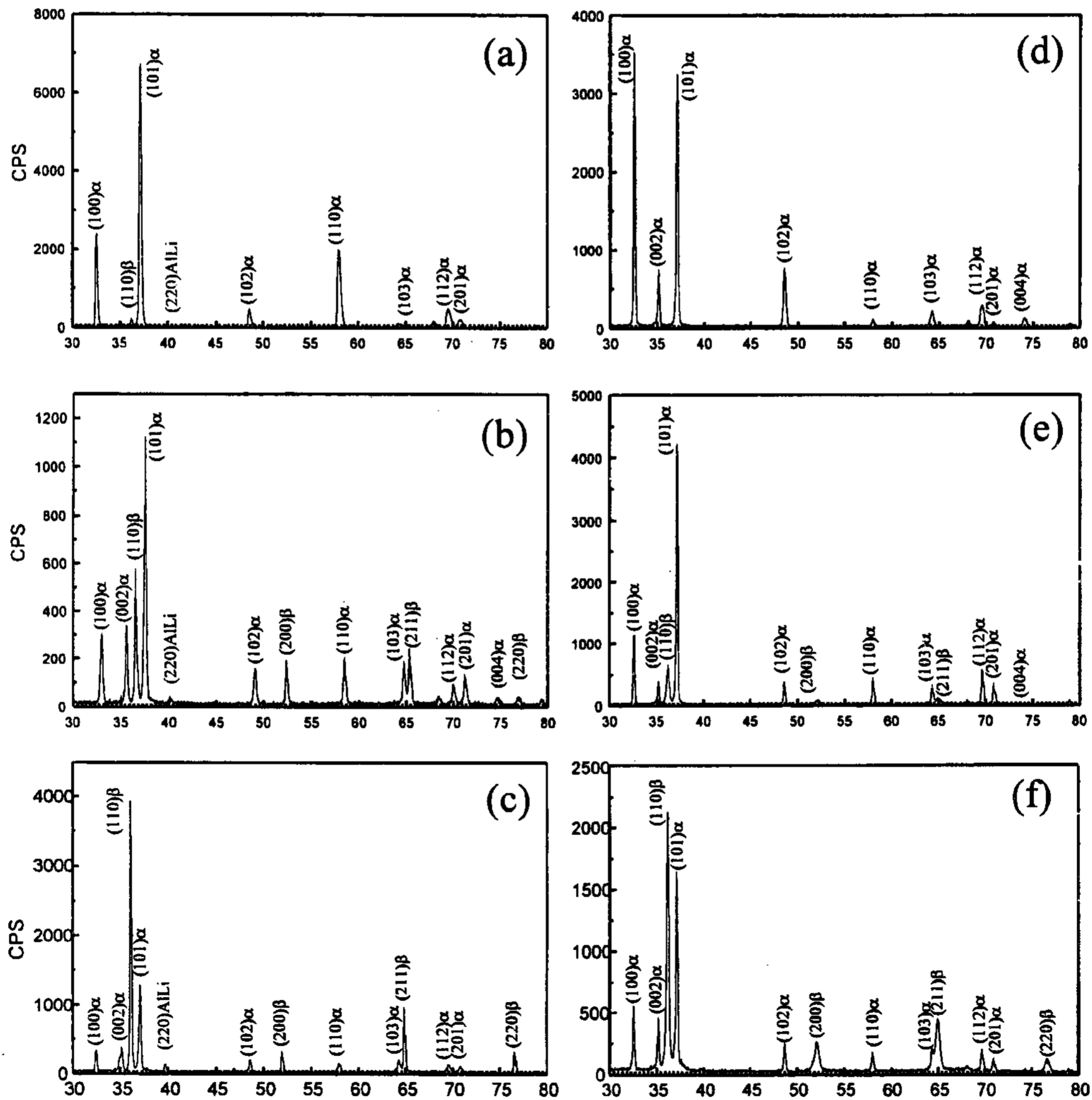


Fig. 11. X-ray diffraction spectra of the as-cast; (a) Mg-6Li-3Al, (b) Mg-8Li-3Al and (c) Mg-10Li-3Al alloys, and the heat treated; (d) Mg-6Li-3Al, (e) Mg-8Li-3Al and (f) Mg-10Li-3Al alloys.

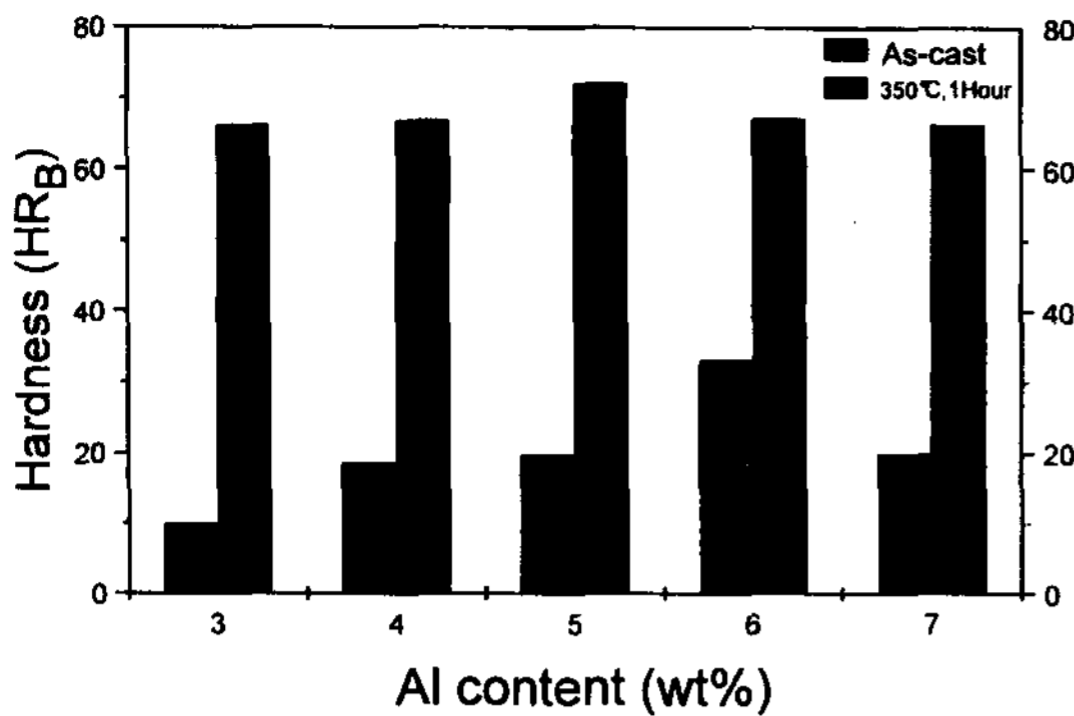


Fig. 12. Variation of the hardness value for the as-cast and heat treated specimens of the Mg-10Li-YAl (Y=3,4, 5,6 and 7) alloys.

상인 AlLi은 XRD결과 관찰되지 않았다. 또한 $\alpha+\beta$ 2상조직에서 α 상이 기지인 합금보다 β 상이 기지인 경우가 열처리에 의한 강화효과가 우수하였다.

Fig. 12는 Li첨가량이 10%인 $\alpha+\beta$ 2상조직에서 제 3의 원소인 Al첨가량을 변화시켜 용탕단조한 Mg-10 wt%Li-Ywt%Al (Y:3,4,5,6,7) 합금을 주조상태와 1시간 열처리 후의 경도변화를 보여주는 것으로 주조상태에서는 Al첨가량이 6%까지 증가할수록 경도값이 증가하였으며 열처리 후에는 Al첨가량이 5%까지 증가할수록 경도값이 증가 하였다. 전반적으로 주조상태보다 열처리후의 경도값이 증가 하였으며 열처리한 Mg-10wt%Li-5wt%Al 합금이 최대경도값을 나타내었다.

Mg-Li-Al계 합금의 경우에는 Li의 변화에 따른 합금의 강화효과는 상태도 상에서 α 및 β 단상의 합금이 생성되는 구역보다는 $\alpha+\beta$ 복합상이 존재할 수 있는 Li의 조성범위에서 우수하였으며 제3의 원소인 Al 첨가량이 5%까지 증가함에 따라 합금의 강화효과는 향상되었으나 그 이상은 제3의 석출물이 형성되어 기계적 특성을 저하 시키는 요인이 되었다.

4. 결 론

용탕단조법을 이용하여 초경량, 고비강도 Mg-Li-Al 합금을 개발하기 위하여 용탕단조 공정을 연구하고, 이를 토대로 합금 설계 및 기계적 특성평가를 실시하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 아르곤 가스와 주입캡 예열로 용탕 산화를 억제하여 평균 96% 이상의 Li을 회수하였고, 미세한 필터

사용으로 개재물의 혼입을 방지하였으며, 가압개시 시간을 빠르게 하여 기공과 개재물이 제거되고 결정립이 미세화 된 건전한 잉고트를 제조 할 수 있는 Mg-Li-Al 합금의 용탕단조 공정을 확립 하였다.

2. 결정립 미세화와 우수한 기계적특성을 얻기위한 최적의 주조조건은 압력손실이 적고 과냉효과가 최적화 되는 가압력 100 MPa, 용탕 주입온도 750°C, 금형 예열온도 200°C임을 알 수 있었다.

3. 조성변화에 따른 기계적 특성이 우수한 최적 합금은 Li 첨가량에 의해 $\alpha+\beta$ 복합상이 존재하고 Al 첨가에 의한 강화 효과가 최대가 되는, 밀도가 1.5 g/cm³ 인 Mg-10wt%Li-5wt%Al 임을 알 수 있었고 350°C 1시간 용체화 처리후 가장 우수한 경도값을 나타내었다.

후 기

본 연구는 1996년도 국방과학연구소의 연구비(계약번호:UD960018AD)의 지원에 의하여 수행된 연구 결과의 일부분으로서 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] M. E. Drits, Metallovedeniye Splvov Legkikh Metallov, V.I.Dobatkin, ed., Nauka ,Moscow, USSR, 171 (1970).
- [2] M. E. Drits, Z. A. Sviderskaya and V. F. Trokhova, Tsventnye Met., 10,77 (1966).
- [3] R. J. Jackson and P. D. Frost, NASA SP-5068 (1967).
- [4] 김도향, 한요섭, 이호인: 대한금속학회지 29 (1991) 1229.
- [5] H. Haferkamp, F. W. Bach, P. Bohling, P. Juchmann: DGM Conference Book, 3 (1992) 243.
- [6] P. V. Evans, R. Keyte and R. A. Ricks: Materials and Design, vol. 14 (1993).
- [7] J. B. Clark and L. Starkey, J. Inst. Met. vol.86, (1955-56), 274.
- [8] K. Schemme Hornbogen: Advanced Aluminium and Magnesium Alloys, T.Kahn and G. Effenberg(Eds.), 797 ASM International (The Materials Information Society) (1990).
- [9] J. C. McDonald, Trans.ASM, 61 (1968) 505.
- [10] J. C. McDonald, J. Inst.Met., 97 (1969) 353.
- [11] 김도향, 한요섭, 이호인: 대한주조학회지 11 (1991) 363.
- [12] C. S. Smith and L. Guttman: Trans Aime, 197 (1953) 81.
- [13] 백승엽: 연세대학교 석사 졸업논문(1996).
- [14] L. Kaufman: Solids under high pressure, (1963) 304.