

■■■■■■■■■■
論 文
 ■■■■■■■■■■

직접가압주조한 Al-5%Ni-5%Mg-(Mm) 합금의 조직 및 기계적 성질에 미치는 가압력의 영향

우기도 · 정동석* · 황인오** · 김석원

Effect of Pressure on Microstructures and Mechanical Properties in Al-5%Ni-5%Mg-(Mm) Alloy Manufactured by Direct Squeeze Casting

Kee-Do Woo, Dong-Sug Chung*, In-O Hwang** and Sug-Won Kim

Abstract

Misch metal (rare earth element, Ce, La, Nd, Pr) which has large influence on high-temperature stability and toughness was added to the Al-5%Ni-5%Mg alloy, and squeeze casting was used for Al-5%Ni-5%Mg-(Mm) alloys. The effect of applied pressure and misch metal additions on mechanical properties in Al-5%Ni-5%Mg alloy by direct squeeze casting has been investigated. The applied pressure were 0 MPa (gravity casting), 25, 50 and 75 MPa. Squeeze-cast Al-5%Ni-5%Mg-(Mm) alloys had better mechanical properties than those of non-pressurized cast alloys because of the increased cooling rate by the application of pressure during solidification. By the addition of misch metal in Al-5%Ni-5%Mg alloy, better combination of strength and elongation was obtained. The addition of 0.3%Mm in Al-5%Ni-5%Mg alloy improved the heat resistant property due to the formation of fine eutectic phases. (Received April 2, 2001)

Key words : Al-Ni-Mg alloy, Misch metal addition, Squeeze cast, Mechanical property, Microstructure

1. 서 론

최근 자동차의 경량화 및 연비, 내구성, 신뢰성 등의 성능향상을 목적으로서, 엔진 부품의 일부를 알루미늄 주물재로 대체되고 있다. 그러나 실린더 헤드와 같이 연소실을 직접 구성하는 부품에 있어서는, 높은 압력과 긴 수명이 요구됨에 따라, 보다 우수한 강도와 내열성을 갖는 부품의 개발이 필수적 과제이고, 이를 충족시키기 위해서는 생산성과 가격이 적절히 조화된 주조공법의 개발이 매우 필요하다. 또한 강인성과 내마모성이 우수한 재료의 개발이 필요하고 이러한 소재는 물리적 및 화학적으로 안정한 특성을 가져야 한다. 알루미늄 주물의 내열성을 비롯한 기계적 성질의 향상에

는 응고속도 제어에 의한 주조 조직의 미세화가 매우 중요하다[1].

주조 조직의 결정 입도, 덴드라이트 암 간격 (dendrite arm spacing : DAS), 공정상의 크기 및 분포 등은 냉각속도에 크게 의존되며 냉각속도가 빠를수록 이들 조직이 미세화 된다[1]. 알루미늄 합금주물에 있어서 이러한 냉각속도를 증가시킬 수 있는 주조공법중의 하나가 가압주조법이다 [2,3]. 가압주조법의 장점으로는, 주조결함이 적고, 재료손실이 적고, 조직이 미세화 되므로 기계적 성질이 현저히 개선되며[4], 아울러 알루미늄 기 복합재료의 제조에도 이용될 수 있다는 것이다.

이러한 장점을 가지고 있는 가압주조법을 이용하여

전북대학교 공과대학 신소재공학부, 자동차신기술 연구소, (Division of Advanced Materials Engineering, AHTRI, Chonbuk National University)

*창원기능대학(Department of Materials, Chang-Won Polytechnic College)

** (주)세아 ESAB (ESAB SeAH corporation)

† E-mail : kdwoo@moak.chonbuk.ac.kr

알루미늄 제조에 관한 많은 연구가 수행되고 있다[1-5]. 내열성 및 유동성의 개선을 위한 알루미늄 주물재를 개발하기 위하여 Al에 Ni 및 Mg을 첨가한 Al-5%Ni-5%Mg합금이 일본에서 개발되어 발표되었다[6]. 본 연구에서는 이들 Al-5%Ni-5%Mg합금에서 조직을 보다 미세화 하고, 비평형상의 형성 및 화학적 균일성 등을 개선시키기 위하여 급속 응고법인 직접가압주조법을 도입하고, 인성, 고온특성이 개선되리라 예측되는 misch metal(Mm: rare earth element, Ce, La, Nd, Pr)을 첨가하여 고압주조법에 따른 조직변화 및 기계적 특성 변화에 대한 연구를 진행하였다.

2. 실험 방법

2.1 합금의 용해 및 제조

본 연구에 사용된 시편의 화학 조성은 Al합금 중 고강도 및 고연신율을 가진 것으로 알려진 Al-5%Ni-5%Mg계 합금으로서, Table 1과 같으며 이 합금에 misch metal을 각각 0.1%, 0.3% 첨가하였다. Misch metal의 화학조성은 50.9%Ce-23.0%La-15.1%Nd-6.2%Pr이었다.

Table 1의 조성을 가진 합금을 중력주조 및 가압주조에 의하여 제조하였으며, 가압주조에 사용된 압력은 25, 50 및 75 MPa로 하였다.

Fig. 1은 중력주조 및 가압주조의 billets 제조에 사용된 내부반경 60 mm, 외부반경 150 mm, 높이 160 mm의 금형이며, 금형의 외부에는 15 mm의 반경의 구멍을 두어 칸탈선을 삽입하여 가열할 수 있는 장치로 설계하였다.

열전대는 시편의 밑부분에서 35 mm 위치에 설치하였고, 시편의 중심 및 중심으로부터 27 mm의 표면부위에 설치하였으며 온도의 변화는 Schlumberger SI 3531 data logger를 사용하여 기록하였다. 중력주조재는 전기로를 이용하여 750°C에서 아르곤 가스를 약 5 ml/min의 속도로 주입하여 용해한 후 C₂Cl₆를 이용하여 탈가스를 실시하였고, 200°C로 예열한 금형을 이

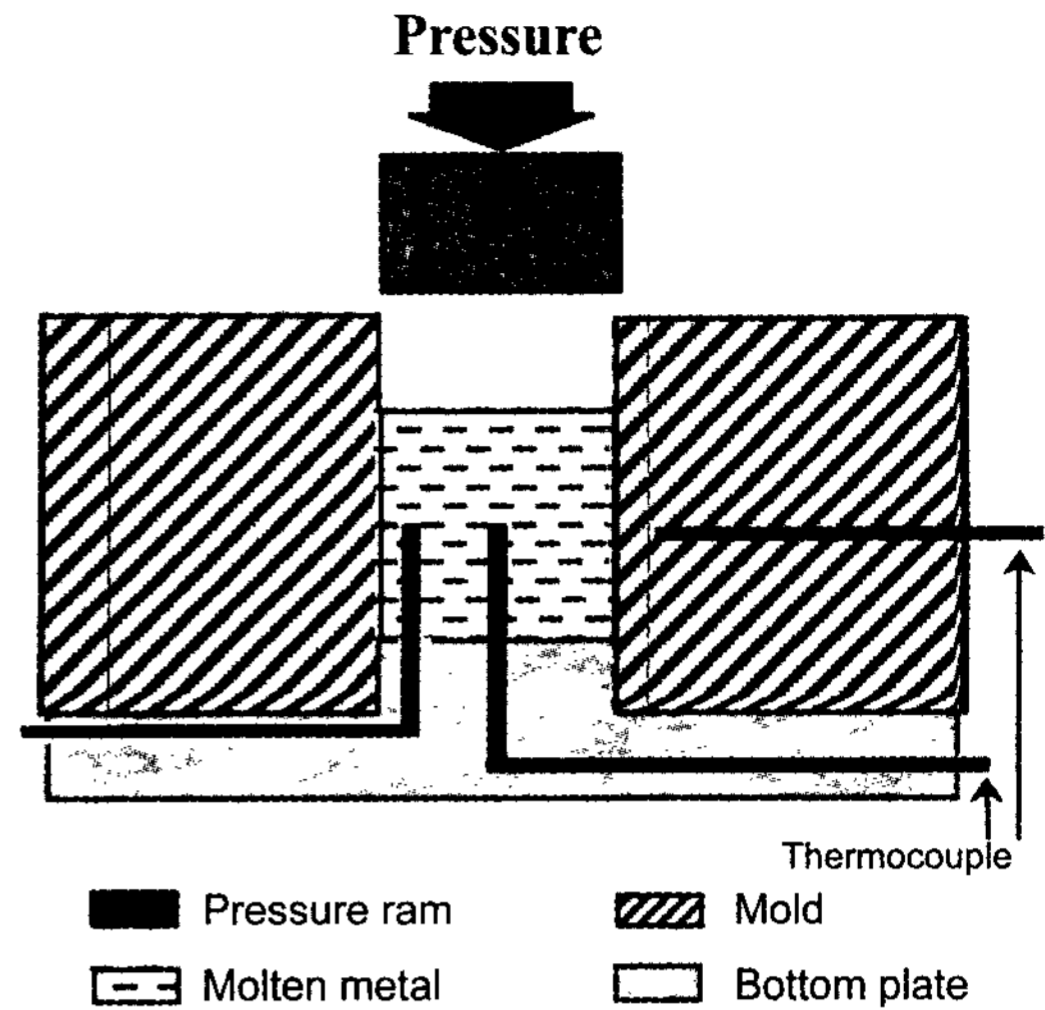


Fig. 1. Sketch diagram of the die apparatus used for gravity and die cast.

Table 2. Manufacturing conditions of specimens.

Parameters	Conditions
Ar gas injection	5 ml/min
Melting temperature	750°C
Pouring temperature	700°C
Die temperature	200°C
Degassing treatment	C ₂ Cl ₆
Ram speed	30 m/min
Ram holding time	120 s
Casting pressure	25 MPa, 50 MPa, 75 MPa

용하여 용해한 용탕을 주입하여 제조하였다. 이때 시편 제조 시 열전대 또한 시편 내부의 결함발생을 최소화하기 위하여 200°C로 예열하였다. 금형과 시편의 원활한 분리를 위하여 BN spray를 이형제로 사용하였으며 압탕 없이 용해 주조하였다. 가압재에서도 주조재와 같은 방법으로 용해후 용탕을 주입하여 약 650°C에서 부터 120s 동안 가압하였다. 가압력은 각각의 시편에 있어서 25, 50 및 75 MPa이었고, 용탕 주입후

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

Alloys Comp.	Ni	Mg	Ti	Si	Fe	Cu	Ce	La	Nd	Pr	Fe	Al
Al-5%Ni-5%Mg	4.57	4.28	0.08	0.33	0.08	-	-	-	-	-	-	bal.
Al-5%Ni-5%Mg-0.1Mm	4.51	4.19	0.09	0.34	0.09	0.08	0.08	0.04	trace	trace	-	bal.
Al-5%Ni-5%Mg-0.3Mm	4.54	4.48	0.08	0.36	0.08	0.13	0.13	0.07	trace	trace	-	bal.

*Misch metal(Mm) : 50.9%Ce-23.0%La-15.1%Nd-6.2%Pr

가압 할 때까지 걸린 시간은 약 10s 정도였다. 주조 시의 주조조건을 정리하여 Table 2에 나타내었다.

2.2 조직관찰 및 열분석

제조된 Al-Ni-Mg계 시편의 거시조직 관찰은 Keller 및 DIX-Keller 시약으로 각각 부식하여 관찰하였다. 미세 조직관찰은 희석된 Keller 시약으로 부식하여 광학현미경과 주사전자현미경(JSM 5310)을 이용하여 관찰하였다. 중력주조로 제조된 조건의 시험편 중심부에서 약 10 mg을 채취하여 승온 속도 10°C/min으로 상온부터 750°C까지 가열하여 각 시편의 고액 온도 구간을 DTA(TA Instrument 1600DTA)를 이용하여 각각 측정하였다.

2.3 기계적 성질 측정

제조된 시편을 이용하여 경도시험, 고온노출 경도시험, 인장시험을 하였으며 그 결과로부터 기계적 성질 변화를 조사하였다. 경도시험은 로크웰경도기 F type을 이용하여 하중 60 kg으로 하였으며 고온노출 경도시험도 동일 조건으로 실시하였다. 고온 노출 경도 시험은 각각의 시험편에 대하여 시험편이 대기중의 산소 등에 의해 열화되는 것을 방지하기 위하여 전기로에서 아르곤 분위기를 유지하여 200°C 및 300°C에서 86.4 ks 동안 유지 후 얼음물에 침하여 고온노출 경도시험을 실시하였다.

인장시험은 gage length가 25 mm, 평형부 길이가 27.5 mm, 총 시편의 길이가 60 mm, gage length부의 직경이 5 mm인 봉상으로 제작하였다. 인장시험은 봉상 시험편을 이용하여 자동변위 측정 장치가 부착된 Instron 25 ton 만능시험기를 이용하여 상온에서 cross head speed는 2 mm/min의 속도로 실시하였다. 그리고 시험편의 파면의 조직관찰은 주사전자 현미경을 이용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 열분석에 의한 고액공존영역 온도조사

Fig. 2는 중력주조로 제조된 misch metal의량을 변화시킨 Al-5%Ni-5%Mg-X%Mm시험편의 DTA곡선을 나타낸 것이다. Al-5%Ni-5%Mg합금 및 이 합금에 0.1%Mm, 0.3%Mm을 첨가한 합금은 약 603°C~605°C정도의 온도에서 용해가 시작되며, 636°C~639°C

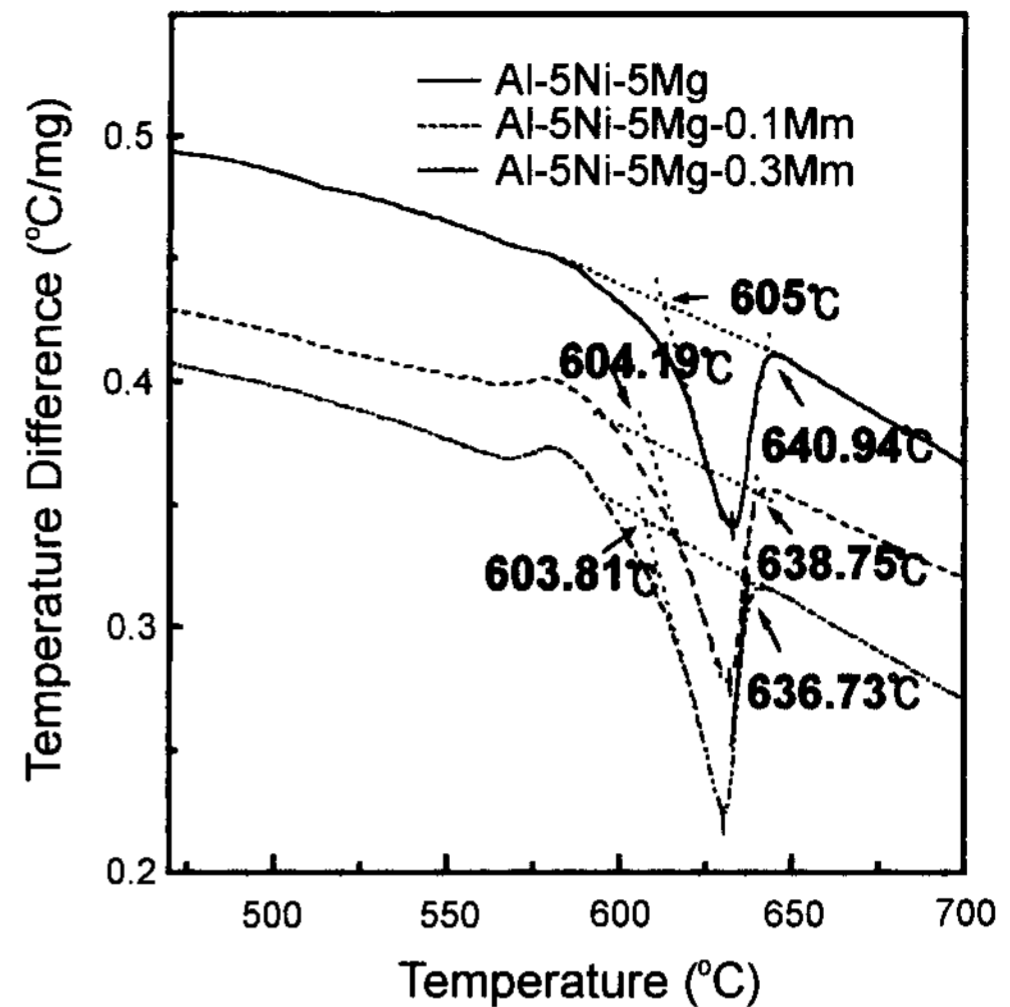


Fig. 2. DTA curves of gravity cast Al-5%Ni-5%Mg-(0.1, 0.3)% Mm alloys.

정도에서 용해가 완료되는 것을 알 수 있었다. Al-5%Ni-5%Mg합금 및 misch metal첨가합금의 응고온도 폭은 약 40°C 정도로 극히 좁은 영역에서 응고가 일어나는 skin형 응고로 확인되었다[7]. Mm을 첨가한 Al-5%Ni-5%Mg합금은 Mm의 첨가에 의하여 공정온도가 저하되었고 고액공존 온도의 폭은 35.94°C, 34.56°C 및 32.92°C로 Mm의 첨가량이 많을수록 감소되었다.

3.2 냉각속도에 미치는 가압력 및 misch metal첨가의 영향

Al-5%Ni-5%Mg-(Mm) 합금에 있어서 중력주조 및 25, 50 및 75 MPa의 가압력으로 주조했을 때의 주괴에 대한 중심부와 표면부에서의 냉각곡선으로부터 얻은 응고속도를 Table 3에 나타내었다. 이들 합금의 경우 DTA결과 측정된 응고온도 구간은 약 33~36°C정도였으며, 가압에 의하여 냉각 속도가 증가되어 응고가 완료되는 시간이 단축되었다. 이 합금에 있어서도 가압재의 경우에는 중력주조에 비해 응고가 완료되는 시간이 짧아지는 이유는 air gap 등의 감소에 따른 용탕과 금형간의 열접촉이 증가하여 냉각속도가 증가하기 때문으로 사료된다[7,8]. 그러나 Al-5%Ni-5%Mg합금에 Mm를 첨가하여도 응고속도 변화는 일정한 경향이 나타나지 않았다. 이것은 Mm의 량이 소량이므로 Mm의 영향보다는 제조 조건의 영향이 더욱 크기 때문으로 사료된다.

Table 3. Cooling curve data for Al-5%Ni-5%Mg-(0.1,0.3)%Mm by gravity and squeeze cast at center(a) and surface(b).

Alloys	(a) Solidification time at center(s) (After onset of solidification)				Overall cooling rate(°Cs ⁻¹)			
	Gravity casting	25MPa	50MPa	75MPa	Gravity casting	25MPa	50MPa	75MPa
Al-5Ni-5Mg	21	20	17	12	1.7	1.8	2.3	3.0
Al-5Ni-5Mg-0.1Mm	19	17.5	12	11	1.8	2.0	2.5	3.3
Al-5Ni-5Mg-0.3Mm	22	16	14	13	1.6	2.1	2.9	2.6

Alloys	(b) Solidification time at surface(s) (After onset of solidification)				Overall cooling rate(°Cs ⁻¹)			
	Gravity casting	25MPa	50MPa	75MPa	Gravity casting	25MPa	50MPa	75MPa
Al-5Ni-5Mg	14	7	6	5	2.5	5.1	6.6	7.2
Al-5Ni-5Mg-0.1Mm	13	8	7	5	3.8	4.7	6.5	7.0
Al-5Ni-5Mg-0.3Mm	13	7	5	4	3.7	4.8	6.8	8.5

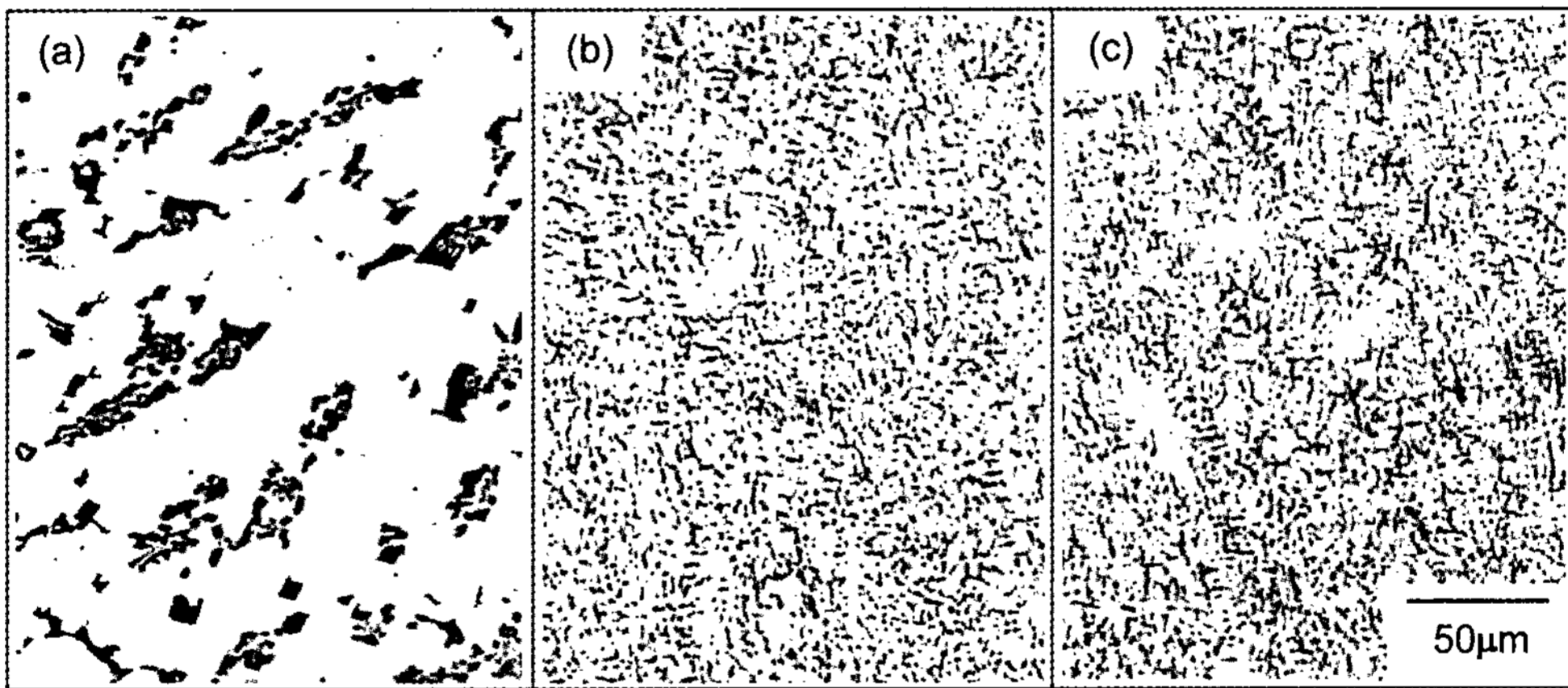


Fig. 3. Microstructures of Al-5%Ni-5%Mg alloys manufactured by gravity and squeeze casting. (a) Gravity cast (b) Squeeze cast, 25MPa (c) Squeeze cast, 75MPa.

3.3 미세조직에 미치는 가압력 및 misch metal 첨가의 영향

Fig. 3은 Al-5%Ni-5%Mg합금에 있어서 중력주조와 가압재의 미세조직을 나타낸 것이다. 75 MPa로 가압한 경우 가압재의 미세조직은 중력주조에 비해 현저하게 미세하다. 이와 같이 가압력이 증가함에 따라 결정립이 미세화 되는 이유는 가압에 의한 금형과 주물과의 접촉상태가 좋아져, 주물의 냉각속도가 크게 증가하는 점과 가압에 의한 수지상의 파괴로 인한 핵생성 장소의 증가에 의해 응고조직이 미세화되는 것으로 생각된다[6,8,9]. Al-5%Ni-5%Mg 합금의 경우는 가압력의 증가에 따른 광학현미경 조직의 변화는 현저하지 않았으며 그 이유는 DTA곡선에서와 같이 응고 온도 폭(고액공존구간)이 적어 가압에 의한 냉각속도의 증가가 현

저하지 않았기 때문으로 생각된다.

Fig. 4는 Al-5%Ni-5%Mg합금에 misch metal을 0.1 및 0.3%첨가한 경우 가압력에 따른 미세조직 변화를 나타낸 것이다. 이들 합금에서 중력 주조재 보다 가압재의 조직이 현저하게 미세화 되었으나 가압재의 경우에 있어서는 가압력이 25 Mpa에서 75 MPa로 변화되어도 미세조직 변화는 현저하지 않았으며 Mm의 첨가에 의해서도 광학현미경 조직에서는 큰 차이를 발견할 수가 없었다.

그러나 Fig. 5에서와 같이 주사전자현미경으로 중력 주조재 및 75 MPa 가압재의 공정조직을 관찰한 결과 Mm을 Al-5%Ni-5%Mg합금에 첨가함으로써 공정상 중 NiAl₃ 상이 미세해 진 것을 알 수 있었고 또한 가압력 증가에 따라 초정 및 공정상의 크기도 미세하게 되

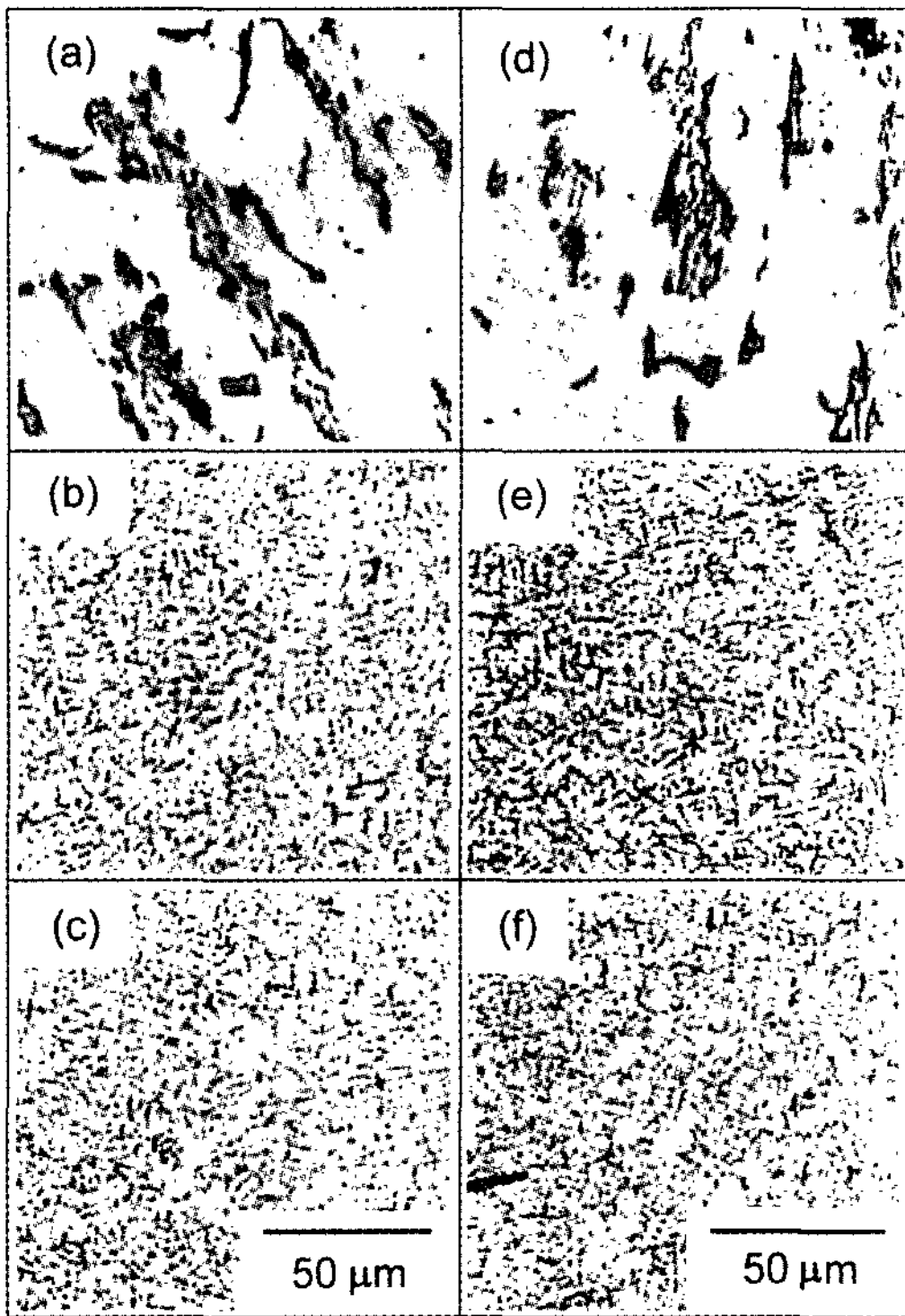


Fig. 4. Microstructures of Al-5%Ni-5%Mg-0.1%Mm alloy(a-c) and Al-5%Ni-5%Mg-0.3% Mm alloy (d-f). (a), (d) : Gravity cast, (b), (e) : Squeeze cast, 25MPa (c), (f) : Squeeze cast, 75MPa.

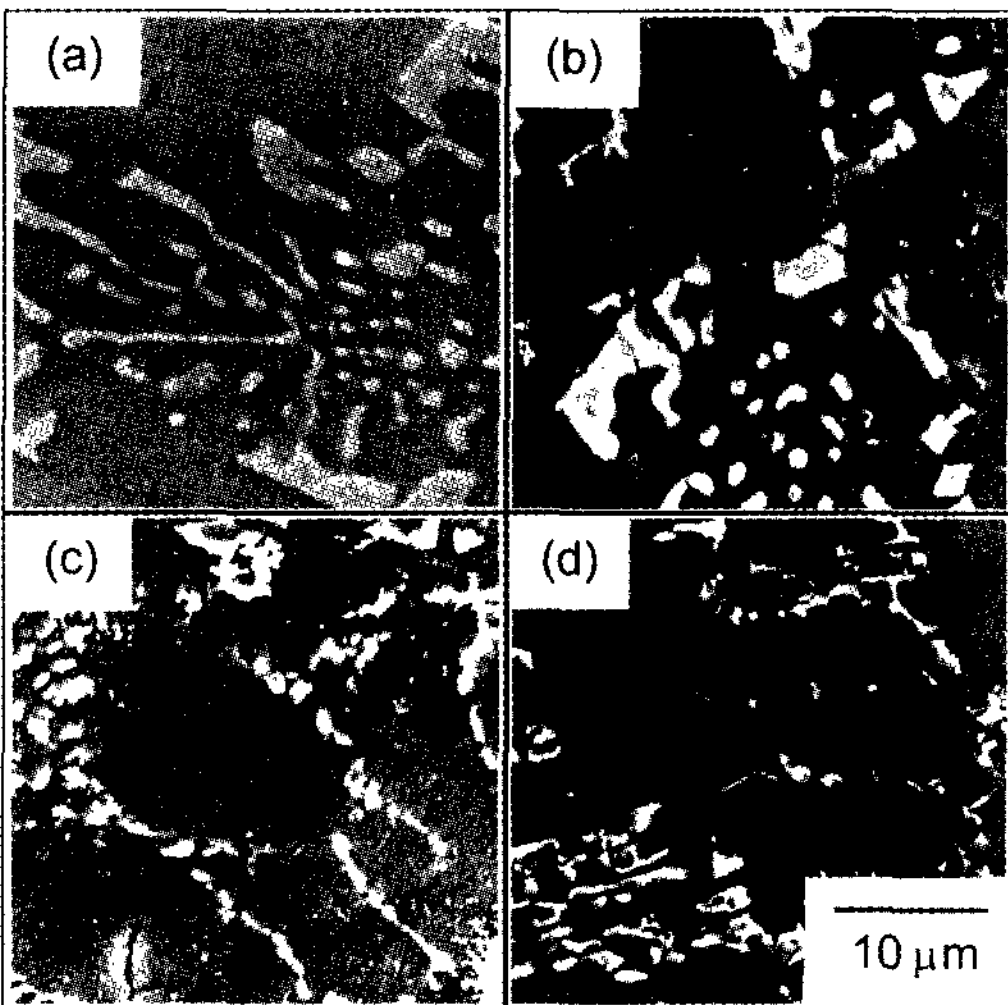


Fig. 5. Scanning electron micrographs of eutectic particles. (a) Gravity cast, Al-5%Ni-5%Mg (b) Gravity cast, Al-5%Ni-5%Mg-0.3%Mm (c) Squeeze cast, 75MPa, Al-5%Ni-5%Mg (d) Squeeze cast, 75MPa, Al-5%Ni-5%Mg-0.3%Mm

는 것을 확인할 수 있었다. 이와 같은 결과는 Al-Mg 합금에서 응고속도가 100 K/min이상으로 빠를 경우 공정상 중 Al_8Mg_5 의 화합물의 미세화와 더불어 그 량도 증가된다는 Liu 등[10]의 결과와 잘 일치되고 있다. Misch metal첨가에 따라 초정 및 공정조직이 미세하게 되는 것은 희토류 금속(rare earth metal, Ce, La, Nd, Pr)을 Al합금 등에 첨가할 경우 Al과 응고시 화합물을 만들어 이들 화합물이 결정의 핵생성 장소로 작용하므로서 결정립이 미세하게 된다고 생각된다. 공정상을 EPMA에 의한 점분석 결과 고온에서 안정한 $NiAl_3$ 상임을 원자비로부터 확인할 수 있었다[11].

3.4 기계적 성질에 미치는 가압력 및 Misch metal의 영향

Fig. 6은 Al-5%Ni-5%Mg 및 이 합금에 misch metal을 각각 0.1%, 0.3% 첨가했을 때의 가압력의 변화에 따른 표면부의 경도변화를 나타낸 것이다.

Al-5%Ni-5%Mg-(X%Mm)합금의 경도는 중력주조 및 가압주조재에서 모두 높게 나타났으며 이것은 조직의 미세화에 기인한 것으로 생각된다[8]. 모든 합금에서 중력주조에서의 경도값에 비하여 가압력이 증가되면서 경도값이 크게 상승하는 데 이때의 상승폭($\Delta H_{RF} = H_{RF_{gravity}} - H_{RF_{75MPa}}$)을 보게되면 Al-5%Ni-5%Mg계 합금의 경우와 Mm을 첨가한 Al-5%Ni-5%Mg-X%Mm합금에 있어서 모두 ΔH_{RF} 가 약 15정도가 되었다. Nishi

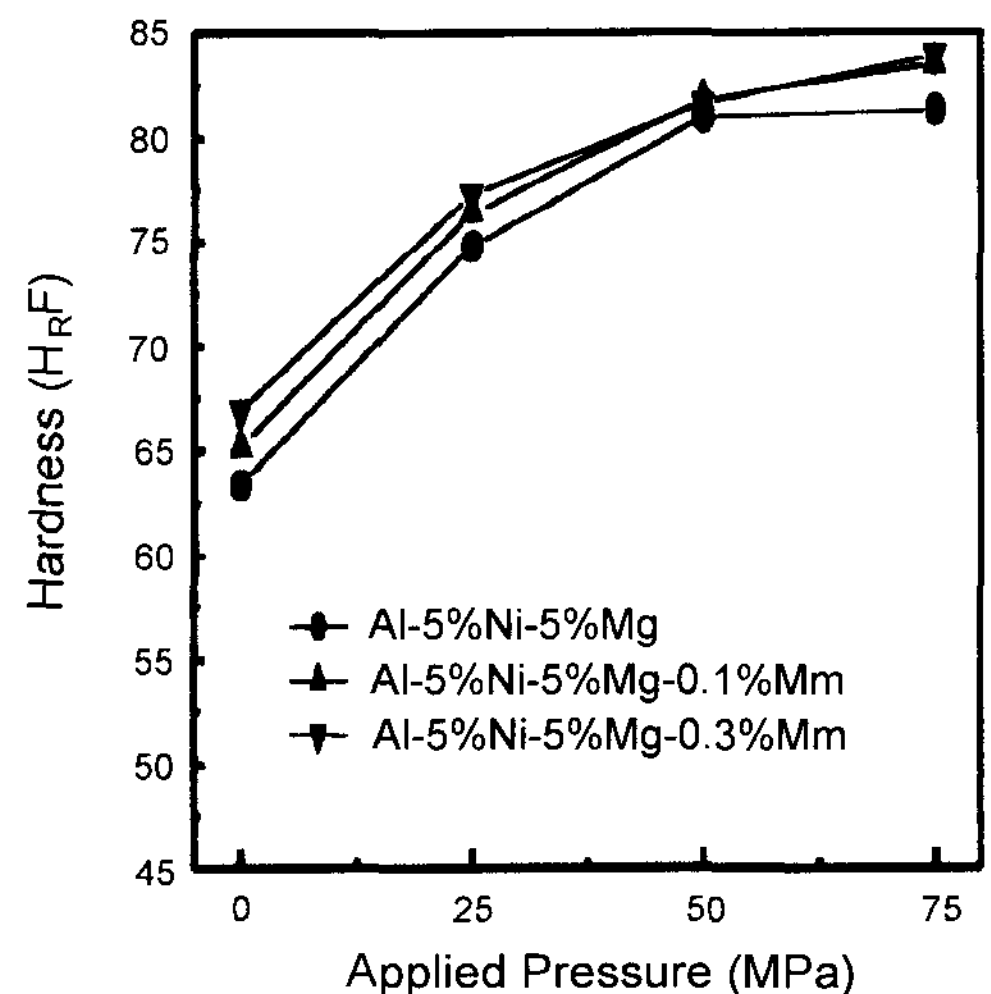


Fig. 6. Surface hardness of Al-5%Ni-5%Mg-(0.1, 0.3)%Mm alloys.

등[6]에 의하면 NiAl₃상의 입자 크기와 분포가 Al-Ni-Mg 합금의 강도에 큰 영향을 미친다고 보고하였다. 이는 Fig. 2의 DTA곡선에서와 같이 응고온도 폭 (고액 공존영역)이 작기 때문에 Al-5%Ni-5%Mg에 Mm의 첨가와 관계없이 두 합금 모두 ΔH_RF가 약 15로 거의 변화가 없었다. 그러나 Mm을 첨가한 Al-5%Ni-5%Mg-Mm계 합금의 경도값이 증가된 것은 Mm의 첨가에 의하여 NiAl₃ 공정상[11]의 미세화와 결정립의 미세화에 기인한다고 생각된다. 또한, 가압력이 증가함에 따라 경도가 증가하는 이유는 Fig. 3, 4에서와 같이 가압력 증가에 따른 큰 온도 구배에 의한 결정립의 미세화와 기지 내에 균질하게 고용되어 있는 Ni 및 Mg과 같은 용질원자의 고용량의 증가와 공정상의 미세화에 기인한다고 사료된다. 특히 Mg은 Al보다 원자 반경이 12%나 크기 때문에 Mg이 Al에 고용시 큰 격자 변형을 일으켜 고용강화를 일으킨다[6].

Fig. 7은 상온에서의 경도와 200°C, 300°C에서 고온 노출 후 경도 시험을 행한 결과를 종합한 것이다. Al-5%Ni-5%Mg계 합금이 상용재료로 사용되고 있는 ALDC7(Al-9Si-2.4Cu) 합금보다 고온강도 및 내열성이

현저하게 우수한 것은 Ni와 Al의 화합물인 NiAl₃상의 형성되기 때문이라고 생각된다. 또한 Mm을 첨가함에 따라서 고온 경도가 증가된 것으로 보아 Mm 첨가에 의하여 내열성이 개선되었다고 할 수 있다. 이것은 Mm과 Al 성분과의 화합물인 Al₁₁RE₃, Al₃Ce, AlRE 등의 화합물이 생성되었기 때문으로 예상되나[13,14], 생성되는 양이 적어 광학현미경에 의한 확인은 어려웠다.

상온에서의 경도가 200°C와 300°C가 되었을 때의 경도 하강폭은 중력주조 및 25 MPa 가압재의 경우가 현저하였다. 이는 중력주조 및 가압력이 25 MPa의 경우에는 고용되지 못한 가스등이 열에 의해 팽창함으로써 시험편의 결함을 초래하였다고 사료된다. 그러나 가압력이 충분한 50 MPa과 75 MPa 가압재의 경우에 있어서는, 충분한 가압력에 의해 가스 등이 기지 내에 고용됨으로서 고온에서의 열화가 적기 때문으로 사료된다. 또한 가압재에서는 조직이 미세하게 분포되어 성장 시 상호 pinning에 의하여 방해받지 않아 결정립 및 정출상의 성장이 지연되기 때문이라고 생각된다. 또한 가압력이 증가할수록 내열성이 우수한 것은 Ni 및 Mg

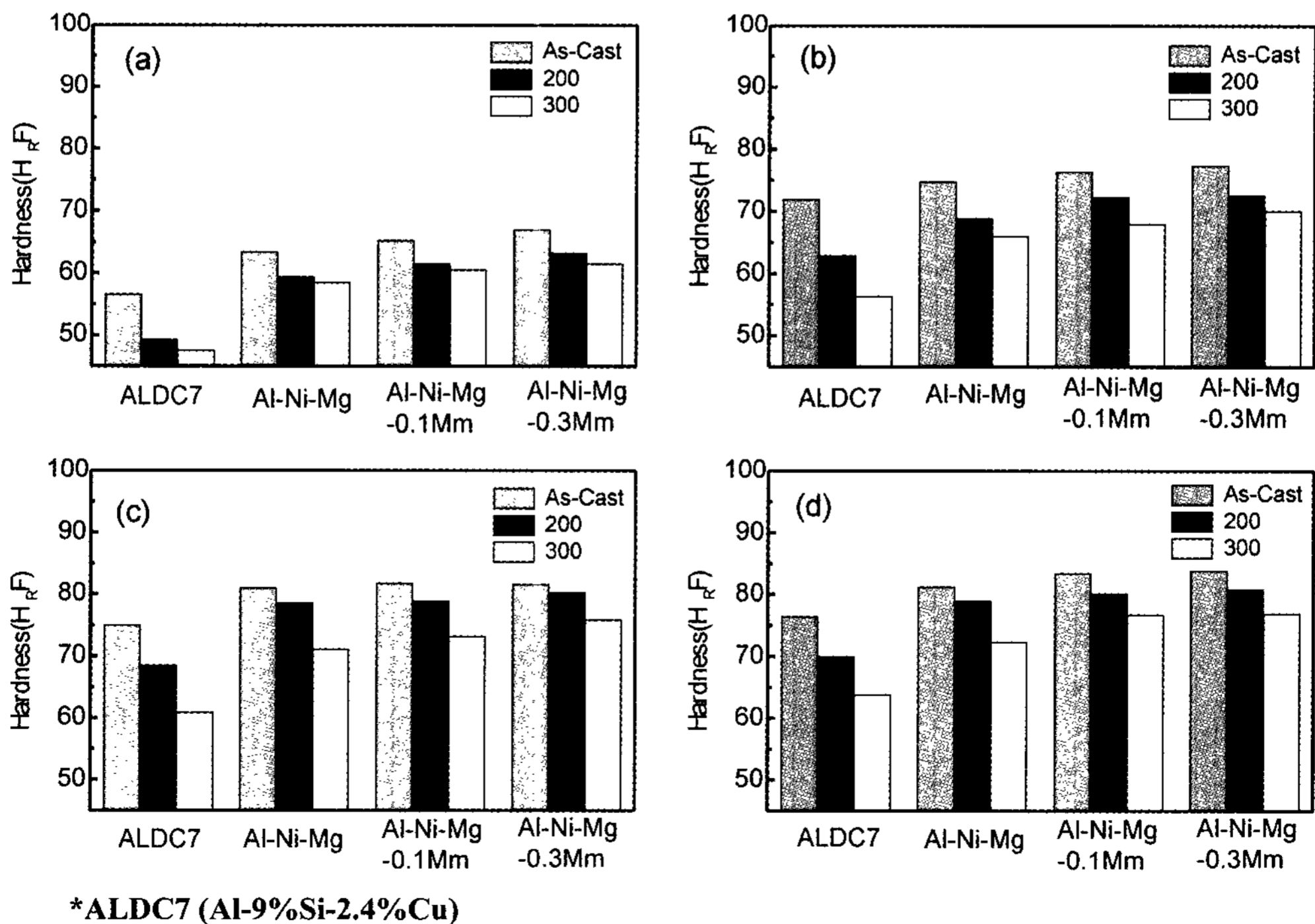


Fig. 7. Effect of temperature on thermal exposure on hardness of Al-5%Ni-5%Mg-(0.1, 0.3)%Mm alloys in high magnification. *ALDC7: A-9%Si-2.4%Cu (a) Gravity cast (b) Squeeze cast, 25MPa (c) Squeeze cast, 50MPa (d) Squeeze cast, 75MPa

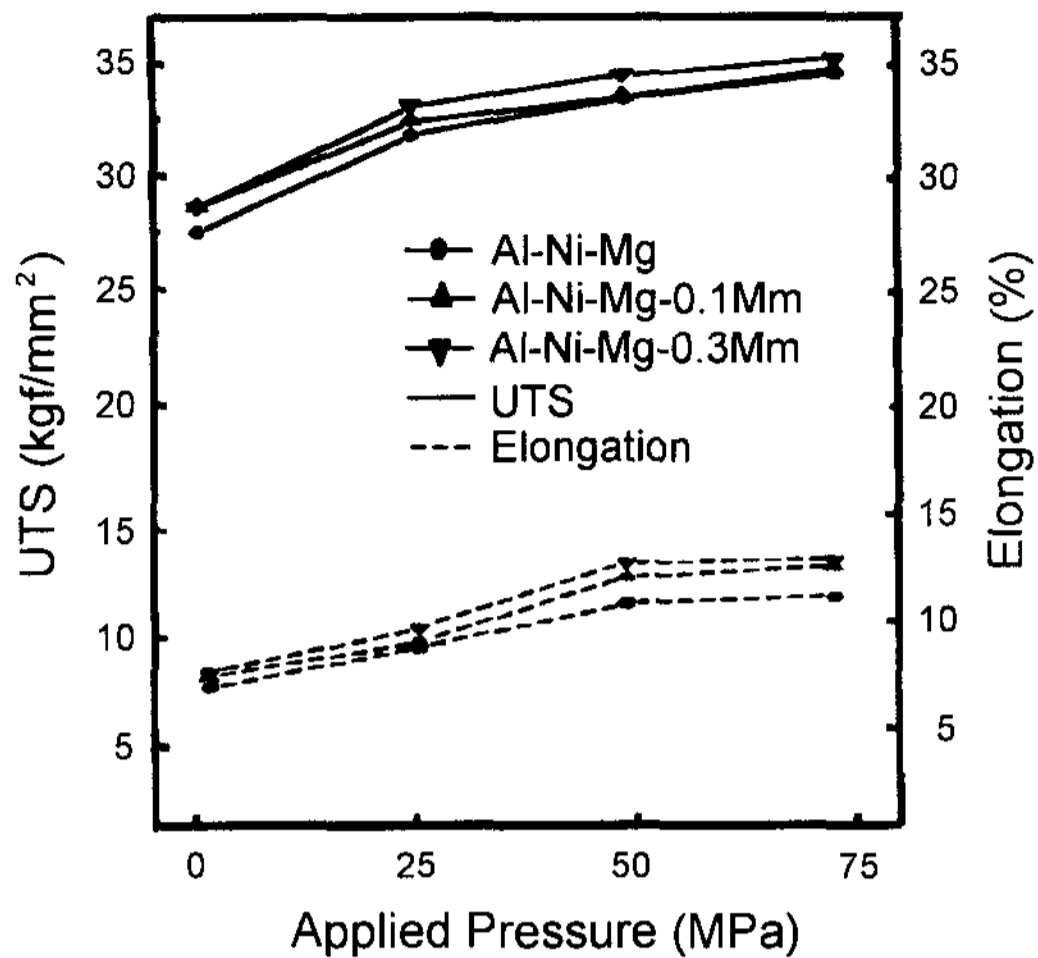


Fig. 8. Tensile properties of Al-5%Ni-5%Mg-(0.1,0.3)%Mm alloys.

의 고용량이 증가되어 기지를 고온에서 안정화시키며 Ni₃Al의 공정상이 미세하기 때문으로 사료된다.

Fig. 8은 Al-5%Ni-5%Mg 합금의 인장 및 신율에 미치는 Mm의 첨가와 가압의 영향 나타낸 것이다. 인장강도는 Al-5%Ni-5%Mg 합금에 비하여 Mm를 첨가한 Al-5%Ni-5%Mg-Mm 합금이 약간 높게 나타났으나 가압에 의해서는 크게 향상되었다. Al-5%Ni-5%Mg 계 합금을 중력주조 했을 경우 인장강도 및 연신율이 각각 약 27 kg/mm² 및 7.5%이지만 75 MPa 직접가압 주조법을 도입함으로써 34 kg/mm² 및 12.5%로서 약 7 kg/mm²의 인장강도와 5%의 신율의 상승을 가져왔다. 또한 Mm를 첨가한 Al-5%Ni-5%Mg-Mm 합금은 Mm의 첨가에 의하여 Al-5%Ni-5%Mg 합금 보다 약 1~2 kg/mm² 정도의 인장강도의 증가와 함께 연신율도 약 2% 증가하였다. 중력주조에 있어서 인장강도와 신율이 가압주조에 비해 현저하게 낮은 이유는 시편 중의 미소 공동과 편석 등의 결함과 함께 Fig. 5(a) 및 (b)에서 보듯이 중력주조에서는 조대한 NiAl₃상이 정출하기 때문이며[11], 가압주조에 의하여 이러한 조대한 NiAl₃상이 냉각속도 증가에 의하여 그림 5(c) 및 (d)와 같이 구상에 가까운 미세한 NiAl₃가 분포하게 되어 인장강도와 신율을 향상시키게 된다고 사료된다.

반면 Mm 첨가에 의한 강도 및 신율의 상승은 Mm를 첨가함으로써 초정 및 공정상의 미세화에 기인한 것으로 생각된다[4,13,14]. 또한 Mm를 첨가한 Al-5%Ni-5%Mg-0.3%Mm합금을 75 MPa 가압하면, 중력

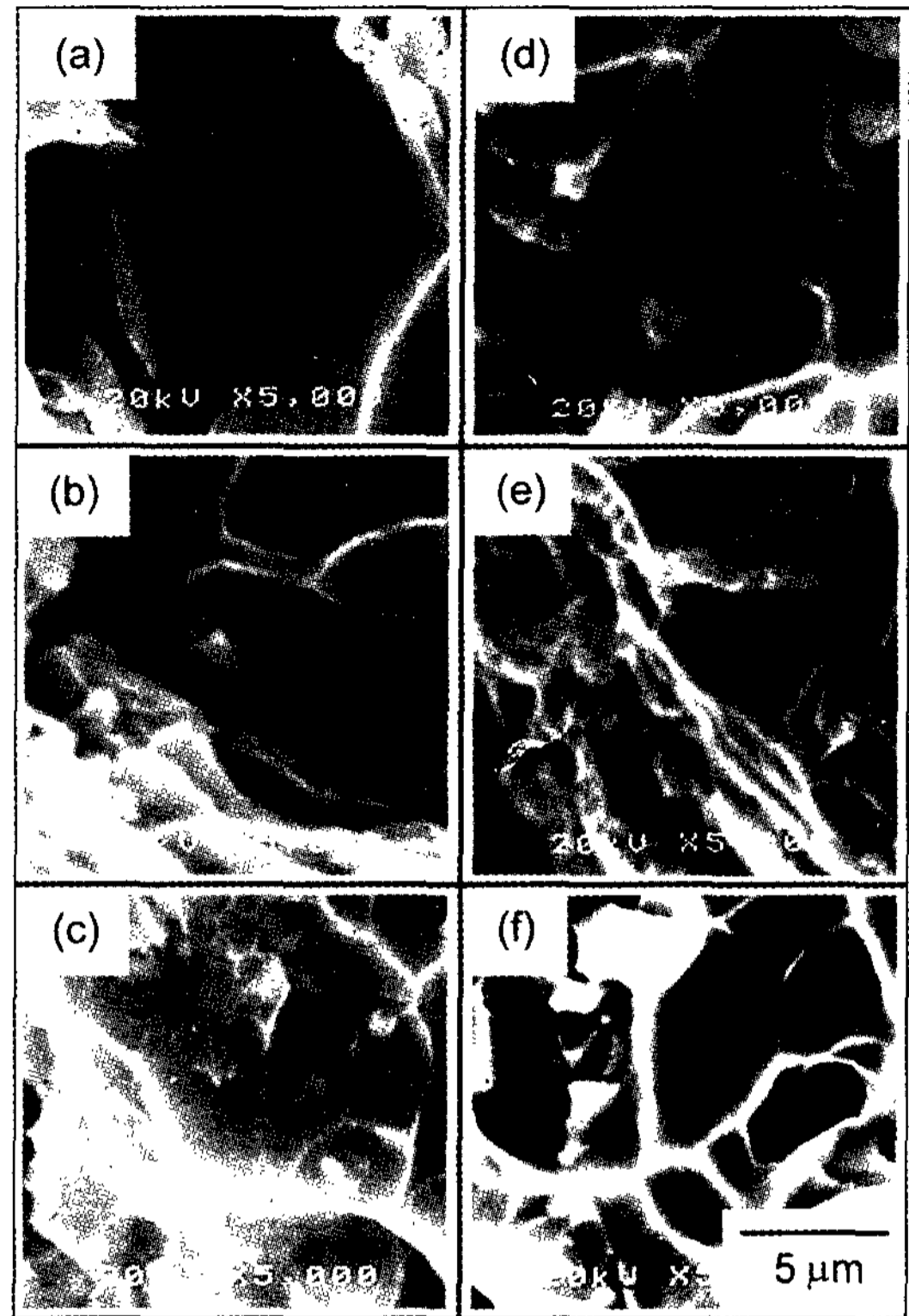


Fig. 9. Scanning electron micrographs of tensile fracture surfaces of Al-5%Ni-5%Mg(a,d), Al-5%Ni-5%Mg-0.1%Mm alloy(b,e) and Al-5%Ni-5%Mg-0.3%Mm alloy(c,f) in high magnification. (a), (b), (c) : Gravity cast (d), (e), (f) : Squeeze cast, 75MPa.

주조한 Al-5%Ni-5%Mg합금 보다 약 2 kg/mm² 정도의 인장강도의 증가와 아울러 신율도 약 2% 증가되었다.

이들 인장시험 결과에 따른 파면의 관찰에서 파괴의 형태는 모든 합금에서 연성파괴인 덩플의 형태를 나타내고 있었으며 각각의 시험편에 있어서의 큰 차이점은 확인할 수 없었다. 따라서 이들 파괴형태가 가장 차이가 클 것으로 사료되는 중력주조와 75 MPa 가압재에서의 인장파면을 고배율로 관찰하였으며 그 결과는 그림 9와 같다. 가압재의 파괴의 형태는 연성파괴인 덩플 형상을 보이고 있으며, Mm의 양이 증가함에 따라서 이러한 덩플의 크기가 약간 감소하고 있고, 가압력이 중력주조에서 75 MPa로 증가함에 따라 시편의 파면은 연성파괴가 일어난 파면의 덩플이 미세하였다. 이와 같은 결과는 강도 및 신율의 결과와 잘 일치되고 있다.

4. 결 론

Al-5%Ni-5%Mg 합금을 중력주조 및 직접가압주조법으로서 제조하였다. 이때 가압력은 25, 50 및 75 MPa로 변화하였으며 가압력의 변화에 따른 조직 및 기계적 성질을 조사하였다. 또한 Al-5%Ni-5%Mg 합금에 Mm을 0.1% 및 0.3% 첨가 시 Mm이 Al-5%Ni-5%Mg 합금의 조직 및 기계적 성질에 미치는 영향도 아울러 측정하였다.

가압에 의해 용탕과 금형과의 열접촉의 향상으로 인한 냉각속도가 증가되므로 Al-5%Ni-5%Mg 및 Mm을 0.1, 0.3%첨가한 Al-5%Ni-5%Mg-X%Mm 합금은 중력주조의 경우보다 가압력이 증가함에 따라 조직이 미세해졌으며, 경도증가와 강도 및 신율이 동시에 크게 증가하였다.

Al-5%Ni-5%Mg합금에 Mm을 0.3% 첨가한 합금의 경우에 있어서 중력주조한 Al-5%Ni-5%Mg계 합금에 비해 75 MPa으로 가압주조 했을 경우 약 2 kg/mm²의 인장강도 상승과 아울러 약 2%의 신율의 상승을 가져왔다. Mm을 첨가시 강도와 신율이 동시에 증가하는 것은 결정립과 공정상이 미세해 졌기 때문으로 사료된다.

Mm을 0.3%첨가한 Al-5%Ni-5%Mg-0.3%Mm합금이 Al-5%Ni-5%Mg합금보다 200°C 및 300°C에서 우수한 내열성을 나타내었다.

후 기

본 연구는 1999년도 전북대학교 자동차신기술연구소

와 (과제번호: 9910) 전일특수금속(주)의 지원에 의하여 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] W. S. Cho : J. Kor. Foundrymen's Soc., 16 (1996) 11
- [2] M. Gallemeault, G. Durrant and B. Cantor, Met. Trans. 27A, (1996) 4121
- [3] M. Nomoto, H. Tokisue, K. Kato and K. Aoki : J. Jpn. Inst. Light Met., 29 (1979) 70
- [4] I. S. Cho and C. P. Hong : Bull. Kor. Inst. Met. Mater., 9 (1996) 99
- [5] J. Y. Chang, G. H. Kim, I. G. Moon and C. S. Choi : Scr. Mater., 39 (1998) 307
- [6] N. Nishi, S. Kami, Y. Takahashi, H. Komoto and J. G. Conley : Dispersion Strengthened Aluminum Alloys, TMS, (1988) 451
- [7] S. W. Kim, G. Durrant, J. H. Lee and B. Cantor : J. Mater. Synthesis & Processing, 6 (1998) 75
- [8] J. R. Franklin and A. A. Das : Brit. Foundryman, 77 (1984) 150
- [9] Y. H. Han, D. H. Kim, H. I. Lee and Y. G. Kim : Scripta Met. et Mater., 31 (1994) 1623
- [10] Y. L. Liu and S. B. Kang : Mater. Sci. Tech., 13 (1997) 331
- [11] I. O. Hwang : Master dissertation, Chonbuk National Univ., Korea (2000), 37
- [12] H. W. King : The Pure Metal in Physical Metallurgy, R.W.Cahn ed., North-Holland Pub., Amsterdam (1970) 33-68
- [13] H. M. Park, J. K. Kim and T. W. Nam : J. Kor. Foundrymen's Soc., 19 (1996) 341
- [14] G. Nussbaum, O. Sainfort and G. Regazzoni : Scri. Metall., 23 (1989) 1079