

|||||||  
論 文  
|||||||

# 용탕단조 Al-Cu-Si-Mg합금의 열처리시 제2응고상의 분해거동

김유찬 · 김도향\* · 한요섭\*\* · 이호인\*\*

## Decomposition Behavior of Secondary Solidification Phase During Heat Treatment of Squeeze Cast Al-Cu-Si-Mg

Yu-Chan Kim, Do-Hyang Kim\*, Yo-Sub Han\*\* and Ho-In Lee\*\*

### Abstract

The dissolution behavior of secondary solidification phases in squeeze cast Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg has been studied using a combination of optical microscope, image analyzer, scanning electron microscope(SEM), energy dispersive spectrometer(EDS), X-ray diffractometer(XRD) and differential thermal analyzer (DTA). Special emphasis was placed on the investigation of the effects of the nonequilibrium heat treatment on the dissolution of the second solidification phases. As-cast microstructure consisted of primary solidification product of  $\alpha$ -Al and secondary solidification products of  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$  and  $Al_2CuMg$ . Equilibrium and non-equilibrium solution treatments were carried out at the temperatures of 495°C, 502°C and 515°C for 3 to 5 hours. The amount of the dissolved secondary phases increased with increasing solution treatment temperature, for example, area fractions of  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$  and  $Al_2CuMg$  were approximately 0%, 1.6% and 4.2% after solution treatment at 495°C for 5 hours, and were approximately 0%, 0.36% and 2% after solution treatment at 515°C for 5 hours. The best combination of tensile properties was obtained when the as-cast alloy was solution treated at 515°C for 3 hours followed by aging at 180°C for 10 hours. Detailed DTA and TEM study showed that the strengthening behavior during aging was due to enhanced precipitation of the platelet type fine  $\theta'$  phase. (Received August 23, 1997)

### 1. 서 론

최근 대기오염 억제 및 연비향상 등의 요구에 부응하여 추진된 자동차 경량화는 기존의 주철 및 철제 부품들을 알루미늄이나 마그네슘 등의 경량소재로 대체하는 것이 주요 방안중의 하나이다. 이와같은 경량화를 위해서 양산성과 고품질제품제조의 조건을 갖춘 용탕단조법이 자리를 잡아가고 있다. 용탕단조법을 사용하였을 경우 수축결함을 방지하고, 용액내의 가스를 제거하며, 금형벽과의 접촉을 극대화하여 열을 제어함으로써 조직의 미세화를 촉진시키는 장점이 있다[4]. 하지만 이같은 제조공정상의 이점을 활용할 수 있는 합금설계는 매우 미미한 입장이다[9, 10]. 기존의 주조합금은 사형주조 및 금형주조에 기준하여 규격화가 되어서 Cu 등 강화원소 첨가량이 제한되는 등 용탕

단조의 잇점을 충분히 활용한 합금설계에 문제점이 있어왔다. 따라서 기존의 주조용합금 규격외에 용탕단조에 의해 건전한 조직을 가지며 보다 우수한 기계적 성질을 갖는 용탕단조용 합금의 개발도 용탕단조법의 실용화에 중요한 요소라 하겠다.

본 연구에서는 이와 같은 합금개발동향을 배경으로 용탕단조에 적합한 고강도 알루미늄합금을 개발하고자 Cu 등 강화원소 함량을 높인 Al-Cu-Si-Mg합금을 선택하여 주조조직의 강화기구를 규명코자 하였다. 특히 Cu 함량이 높은 Al-Cu-Si-Mg 합금은 주조조직에 여러종류의 제2응고상을 포함하게 되며 열처리시 이들 제2응고상의 영향이 매우 중요하게 된다. 용탕단조에 의해 제조된 합금의 열처리를 통해 제2응고강화상을 규명하고 이의 분해거동을 고찰하여 용탕단조용 고강도 Al합금의 설계기준을 확립하고자 하였다.

연세대학교 금속공학과 (Dept. of Metallurgical Eng., Yonsei University)

\*항공재료연구센터 겸임 (Jointly appointed at the center for Advanced Aerospace Materials)

\*\*한국과학기술연구원 금속연구부 (Division of Metals, Korea Institute of Science and Technology)

## 2. 실험방법

### 2.1 합금제조

Al, Al-50wt%Cu, Al-25wt%Si모합금, Mg를 용해하여 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg모합금시료를 만들고, 이를 전기 저항로에서 용해하고 탈가스처리 후 350°C로 예열된 원통금형에 주입하고 100 MPa의 압력으로 가압응고하여 직경 50 mm, 길이 100 mm의 응고시료를 제조하였다. 용해온도는 735°C로 설정하였으며, 60초간 가압하였다.

### 2.2 미세조직 분석

본 실험에서 제조된 시편의 미세조직을 관찰하기 위해 Keller시약(증류수 100 ml+HCl 5 ml+HNO<sub>3</sub> 3 ml+HF 1 ml)으로 에칭한후 광학현미경(Nikon Epi-phot, Leica DMRM optical microscope), 주사전자현미경(Hitachi S-2700 scanning electron microscope)을 이용하였으며, 용체화 처리조건에 따라 분해되는 제2응고상을 규명하고자 EDS(kevelex energy dispersive spectrometer), X-선 회절기(Rigaku, CN-2301, X-ray diffractometer)를 이용하여 분석하였다. 또한 시효처리시 석출되는 연속석출상을 관찰하고자 투과전자현미경(JEM 200CX transmission electron microscope)을 이용했으며 시편은 전해연마(25% HNO<sub>3</sub> in methanol, -20°C, 7V)방법으로 제조되었다.

용체화처리조건을 잡기위해 400~670°C의 온도범위에서 시차열분석기(SINKU-RIKO TA7000, differential thermal analyzer)를 이용하여 열분석을 행하여 제2응고상의 분해과정을 확인하였다. 승온속도는 2°C/min으로 하였다.

### 2.3 열처리

시차열분석기를 이용하여 열분석을 행하였으며, 이를 이용하여 용체화처리조건을 잡기위해 평형열처리 조건으로 495°C와 502°C에서 1, 3, 5, 10시간, 비평형 열처리조건으로 515°C에서 1, 3, 5, 10시간을 행한후 미세조직관찰과 경도측정결과를 검토하여 용체화처리 조건으로 495°C와 502°C에서 5시간과 515°C에서 3시간과 5시간을 선택하였으며 180°C에서 각각 1, 3, 5, 10, 20시간 시효처리 하였다.

### 2.4 영상분석

영상분석기(Q500MC Image Analyser)를 사용하여 용체화처리 조건에 따른 제2응고상의 면적분율을 측정하였으며, 용체화처리 시간에 따른 제2응고상의 분율변화를 분석하였다.

### 2.5 기계적 특성

기계적특성을 분석하고자 vickers경도기(Matuzawa microhardness tester, MXT-α)를 사용하여 하중 300 g 하에서 경도를 측정하였고, 인장시험기(LR 50K)을 이용하여 인장특성시험을 행하였다.

## 3. 실험결과

### 3.1 응고 조직 분석

그림 1은 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금의 주조후 미세조직을 보여주고 있다. 주조조직은 α-Al의 수지상 조직으로 구성되어 있으며, 여러형태의 제2응고상이 수지상 사이에 존재한다. 제2응고상의 명암에 따라 검은색상(black), 연회색상(light gray) 그리고 진회색상(dark gray)등으로 나타내었으며, 그 형태상으로 검은색의 상은 연속적인 형태와 층상구조(lamellar)형태로 나타나고, 연회색상과 진회색상은 연속적인 형태의 정출상으로 나타난다. 그림 2는 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금의 이러한 제2응고상들을 규명하기 위하여 주사전자현미경을 통한 X-선 mapping결과를 보여주고 있다. 그림 2(a)는 mapping에 사용한 주사전자현미경 조직사진을 나타낸다. 그림 1에서 관찰되었던 검은색상,

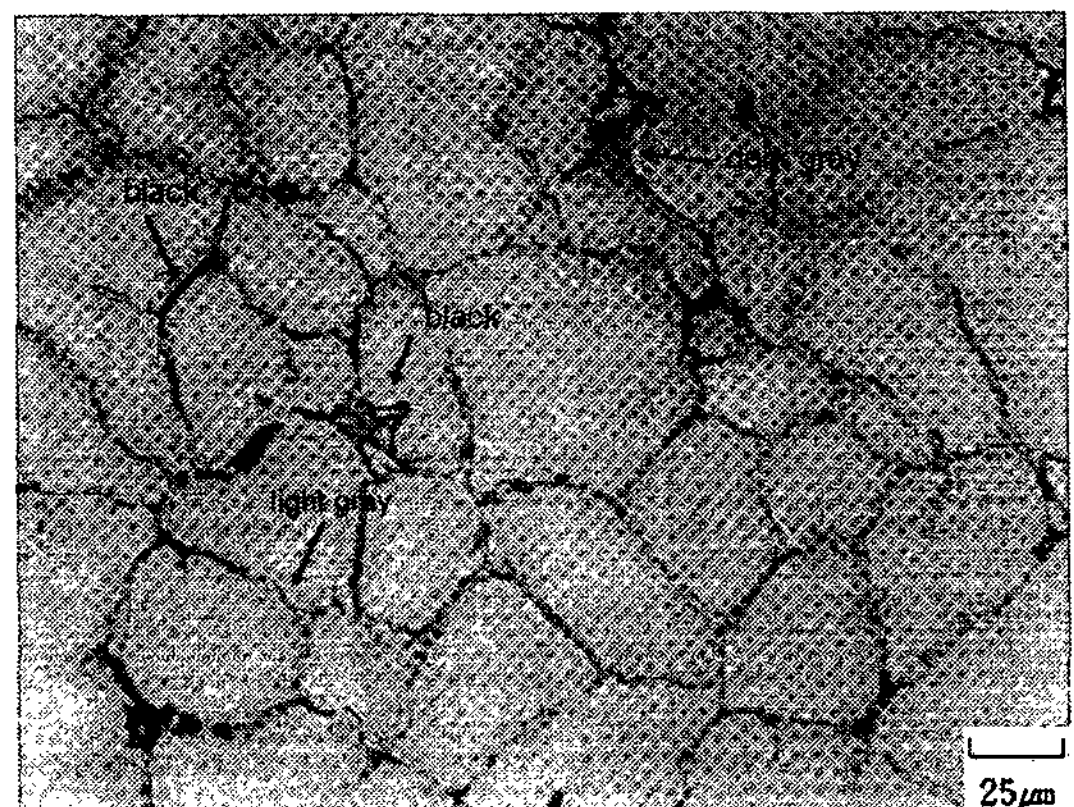


Fig. 1. Optical microstructure of as-cast Al-4wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg.

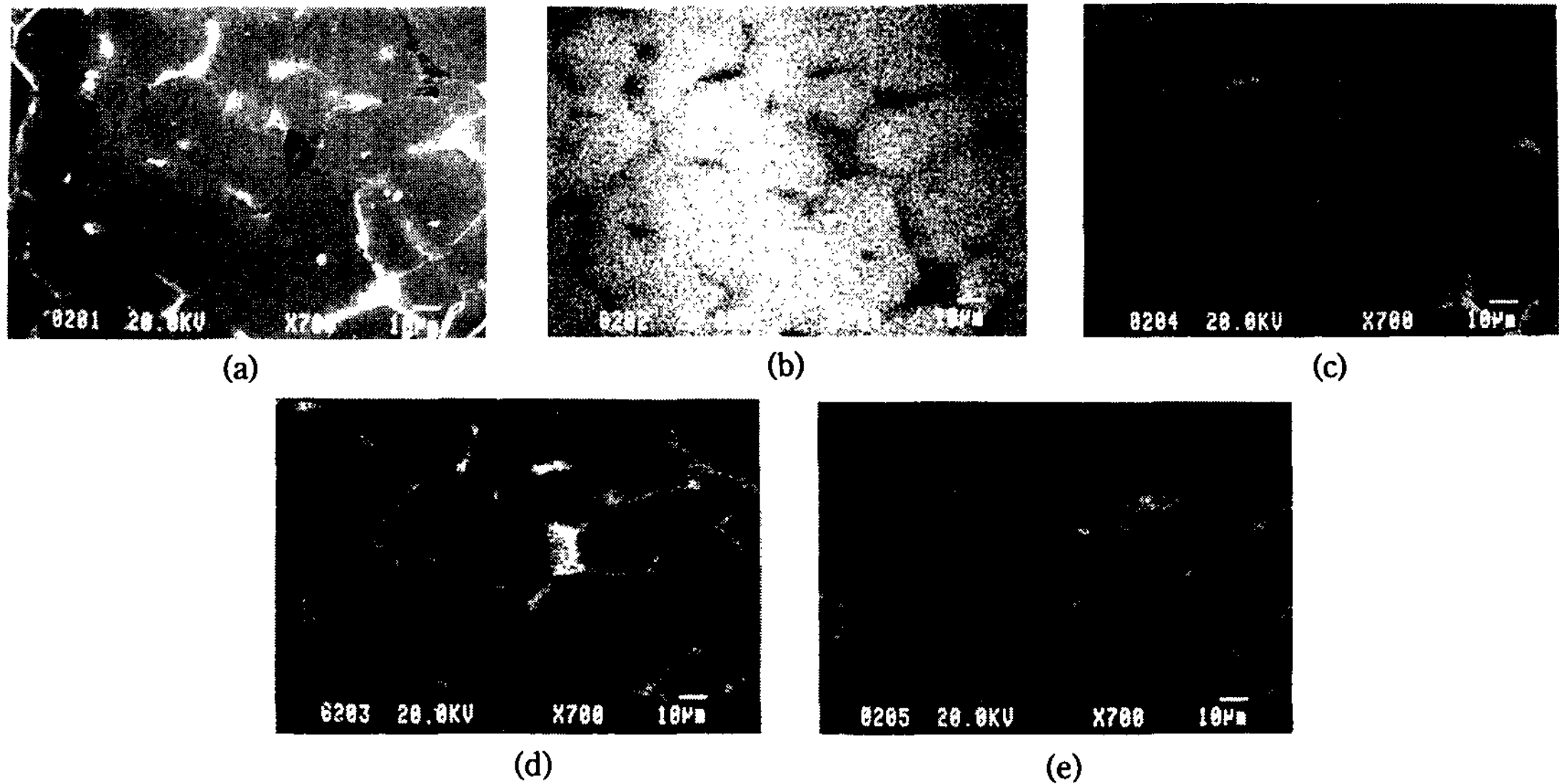


Fig. 2. SEM microstructure of as-cast Al-4Cu-1.5Si-1.0Mg; and X-ray dot mapping for the elements of. (b) Al, (c) Cu, (d) Si, and (e) Mg.

연회색상, 진회색상이 존재하고 있다. 그림 2(b)는 Al 원소의 mapping 결과로서 기지전부분에 걸쳐 고루 분포하고 있다. 그림 2(c)는 Cu 원소의 mapping 결과로서 연회색상에 주로 분포하고 있음을 알 수 있다. 그림 2(d)는 Si 원소의 mapping 결과로서 검은색상에 주로 분포하고 있다. 또한 그림 2(e)는 Mg 원소의 mapping

결과로서 진회색상에 주로 분포하고 있다.

그림 3(a)는 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg 합금의 주조상태의 시편의 X-선 회절결과를 보여주고 있으며, 표 1은 이의 분석과정을 나타내었다. 그림 2의 주사전자현미경의 X-선 mapping 결과와 그림 3의 X-선 회절결과를 종합하면 검은색상은

Table 1. Analysis of X-ray diffraction peaks shown in Fig. 3

2θ	d (measured)	(hkl)	d (calculated)	Crystal
20.7	4.290865	110	4.3	Al <sub>2</sub> Cu
24.3	3.662724161	111	3.668	Mg <sub>2</sub> Si
29.5	3.027863712	200	3.04	Al <sub>2</sub> Cu
34.5	2.599635481	112	2.561	Al <sub>2</sub> CuMg
38.5	2.338252574	111, 211, 131	2.338, 2.374, 2.311	Al, Al <sub>2</sub> Cu, Al <sub>2</sub> CuMg
40.2	2.243207487	220, 041	2.2456, 2.2	Mg <sub>2</sub> Si, Al <sub>2</sub> CuMg
42.2	2.141407875	220	2.146	Al <sub>2</sub> Cu
42.65	2.119850484	112, 023	2.121, 2.119	Al <sub>2</sub> cu, Al <sub>2</sub> CuMg
44.8	2.022985905	200, 113	2.024, 1.999	Al, Al <sub>2</sub> CuMg
46.4	1.956887504	042	1.942	Al <sub>2</sub> CuMg
47.4	1.917910845	310, 311	1.919, 1.915	Al <sub>2</sub> Cu, Mg <sub>2</sub> Si
47.85	1.900920039	202	1.901	Al <sub>2</sub> Cu
65.15	1.431826704	220	1.431	Al
78.3	1.221022885	311, 332, 511	1.221, 1.234, 1.2224	Al, Al <sub>2</sub> Cu, Mg <sub>2</sub> Si
82.45	1.169771312	222, 114	1.169, 1.172	Al, Al <sub>2</sub> Cu
99.1	1.013045905	400, 600	1.0123, 10.0110	Al, Al <sub>2</sub> Cu
112.05	0.929599915	331, 523	0.9289, 0.925	Al, Al <sub>2</sub> Cu
116.55	0.906320882	420, 424	0.9055, 0.9060	Al, Al <sub>2</sub> Cu

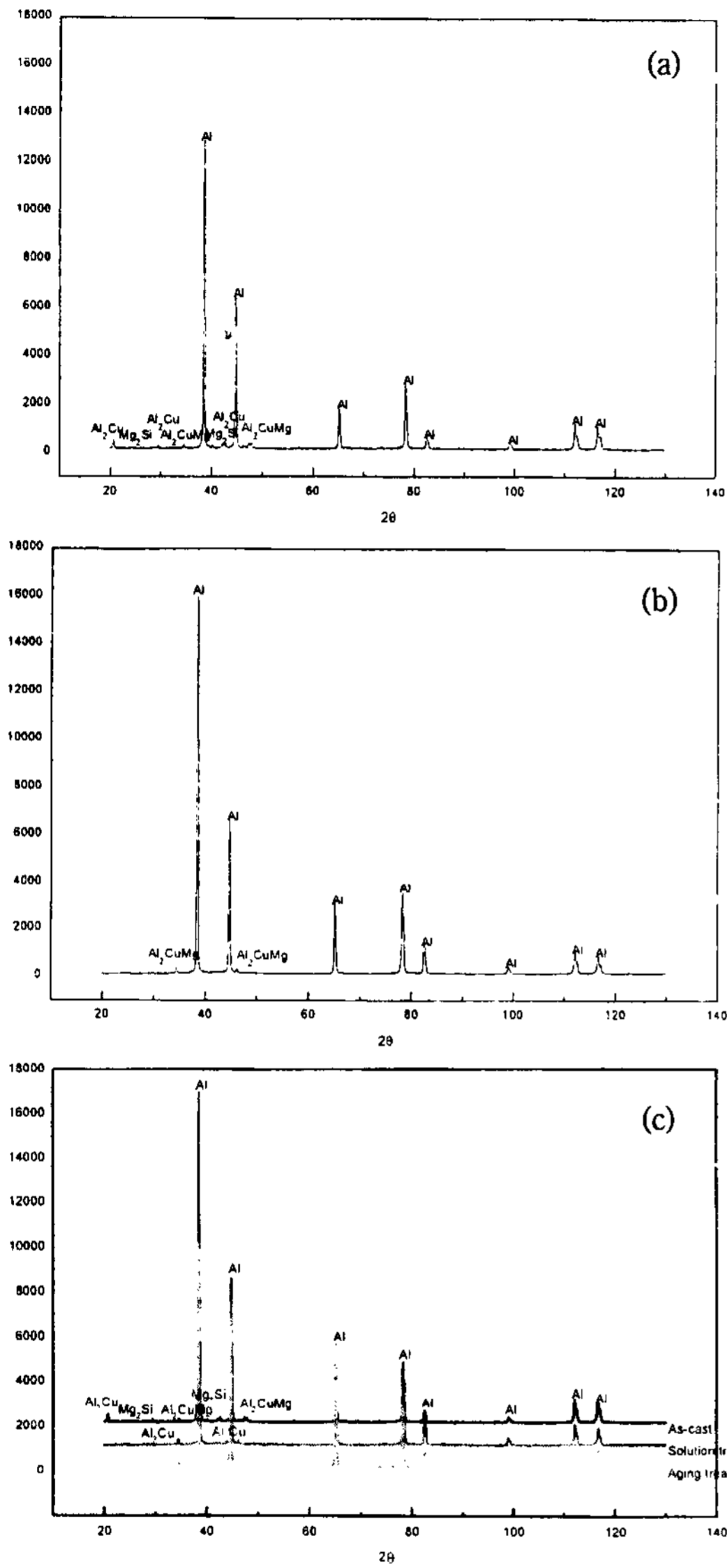


Fig. 3. X-ray diffraction patterns obtained for Al-4Cu-1.5Si-1.0Mg. (a) in as-cast state, (b) after solution treatment for 5 hours at 515°, and (c) after aging treatment for 10 hours at 180°C.

Mg<sub>2</sub>Si상으로, 연회색상은 Al<sub>2</sub>Cu상으로 그리고 진회색상은 Al<sub>2</sub>CuMg상임을 확인하였다.

### 3.2 평형 및 비평형 열처리

그림 4는 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금의 시차열분석 결과이다. 첫 번째 피크는 502~510°C에 걸쳐 분포하고 있으며 피크시작점은 502°C,

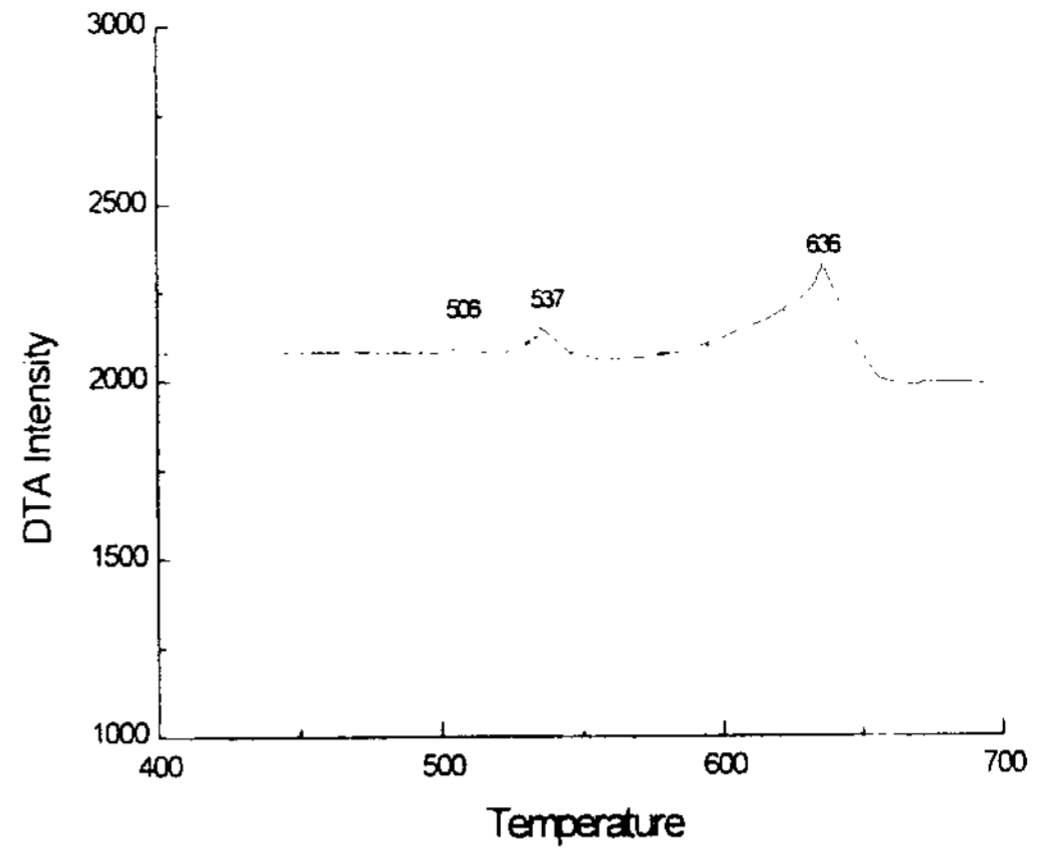


Fig. 4. Differential thermal analysis of as-cast Al-4Cu-1.5Si-1.0 Mg.

피크최고점은 506°C이고 두번째 피크는 527~544°C에 걸쳐 분포하며 피크시작점은 527°C, 피크최고점은 537°C이다. 세 번째 피크는 604~643°C에 걸쳐 분포하며 피크시작점은 604°C, 피크최고점은 636°C이다. 이상의 피크는 표 2에 제시된 Al-Cu-Mg-Si 평형상태도의 온도 및 조성에 따른 반응을 확인한 결과 각각 첫 번째 피크는 Al-Al<sub>2</sub>CuMg-Al<sub>2</sub>Cu의 3원계 또는 Al-Al<sub>2</sub>

Table 2. Invariant reactions in Al-Cu-Si-Mg

	Reaction	Temp.
Binary	L → Al+CuAl <sub>12</sub>	548°C
	L → Al+Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub>	450°C
	L → Al+Si	577°C
Ternary	L → Al+CuMgAl <sub>2</sub> +CuAl <sub>2</sub>	507°C
	L → Al+CuMgAl <sub>2</sub>	518°C
	L+CuMgAl <sub>2</sub> → Al+CuMg <sub>4</sub> Al <sub>6</sub>	467°C
	L → Al+CuMg <sub>4</sub> Al <sub>6</sub> +Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub>	449°C
	L → Al+Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub> +Mg <sub>2</sub> Si	449°C
	L → Al+Mg <sub>2</sub> Si	595°C
	L → Al+Si+Mg <sub>2</sub> Si	555°C
	L → Al+CuAl <sub>2</sub> +Si	505°C
	Quaternary	L → Al+Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub> +Mg <sub>2</sub> Si+CuMg <sub>4</sub> Al <sub>6</sub>
L+CuMgAl <sub>2</sub> → Al+Mg <sub>2</sub> Si+CuMg <sub>4</sub> Al <sub>6</sub>		467°C
L → Al+Mg <sub>2</sub> Si+CuMgAl <sub>2</sub>		516°C
L → Al+CuAl <sub>2</sub> +CuMgAl <sub>2</sub> +Mg <sub>2</sub> Si		500°C
L → Al+CuAl <sub>2</sub> +Mg <sub>2</sub> Si		515°C
L+Mg <sub>2</sub> Si → Al+CuAl <sub>2</sub> +Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>5</sub>		512°C
L → Al+CuAl <sub>2</sub> +Si+Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>5</sub>		507°C
L+Mg <sub>2</sub> Si+Si → Al+Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>5</sub>	509°C	

Table 3. Conditions for heat treatment

Temp.	Time
495°C	10 min, 1 hour, 5 hours, 10 hours
502°C	1 hour, 5 hours, 10 hours
515°C	10 min, 1 hour, 5 hours, 10 hours
560°C	10 min, 1 hour, 5 hours, 10 hours

Cu-Al<sub>2</sub>CuMg-Mg<sub>2</sub>Si의 4원계로, 두번째 피크는 Al-Al<sub>2</sub>Cu의 2원계 공정반응으로, 그리고 636°C의 피크는 α-Al용융반응으로 고려되어진다[11]. 이와같은 각상의 반응은 후에 EDS, X-선회절분석등을 통해 확인되어 질 수 있다.

공정조직에서 제2응고상의 분해거동을 보기위해 506°C 피크보다 낮은 온도인 495°C와 502°C, 그리고 537°C 피크보다 낮은 온도인 515°C, 그리고 그 이보다 높은 온도인 560°C에서 각각 10분, 1, 5, 10시간의 열처리를 행하였다. 표 3은 시차열분석결과를 바탕으로 선택한 열처리조건을 나타내었다.

그림 5(a)~(e)는 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금의 용체화처리후의 광학현미경 조직사진을 보여준다. 그림 5(a)는 주조후 515°C에서 10분간 열처리한 광학조직사진이며, Al<sub>2</sub>Cu상의 분해가 시작

되고 있으며, 그림 5(b)는 주조후 515°C에서 1시간 열처리한 광학현미경사진으로 Al<sub>2</sub>Cu상의 분해가 상당히 진행되고 있다. 그림 5(c)는 주조후 515°C에서 5시간 열처리한 광학현미경사진으로 Al<sub>2</sub>Cu상뿐 아니라 Mg<sub>2</sub>Si상도 상당히 분해가 이루어졌음을 보여준다. 그림 5(d)는 Al<sub>2</sub>Cu와 Mg<sub>2</sub>Si는 거의 분해가 이루어졌으며, Al<sub>2</sub>CuMg도 분해가 상당히 이루어졌다. 그러나 부분적으로 용융이 일어난 것을 볼수 있다. 그림 5(e)는 주조후 560°C에서 10분의 열처리를 행한 광학현미경 조직사진으로 짧은 열처리로도 국부용융이 일어나고 있다.

그림 6은 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금의 열처리에 따른 제2응고상의 분해거동을 정량화하기 위해 각각의 제2응고상의 상분율을 계산한 결과이다. 그림 6(a)는 Al<sub>2</sub>Cu상의 상분율을 495°C와 502°C 그리고 515°C에서 각각 10분, 1, 5, 10시간의 열처리를 행했을 때의 상분율을 도표화한 것이다. 주조후 4.5%의 분율이었으나, 10분후 495°C에서 약 2%, 515°C에서 약1%이던 분율이 1시간이 지난후 495°C에서 0.7%, 502°C에서 0.5% 그리고 515°C에서 거의 분해가 이루어져 0.1%정도만이 남았다. 또한 5시간이 지난후는 495°C, 502°C, 515°C 모두 거의 완전히 분해되었다. 그림 6(b)는 Mg<sub>2</sub>Si상의 상분율을 495°C와

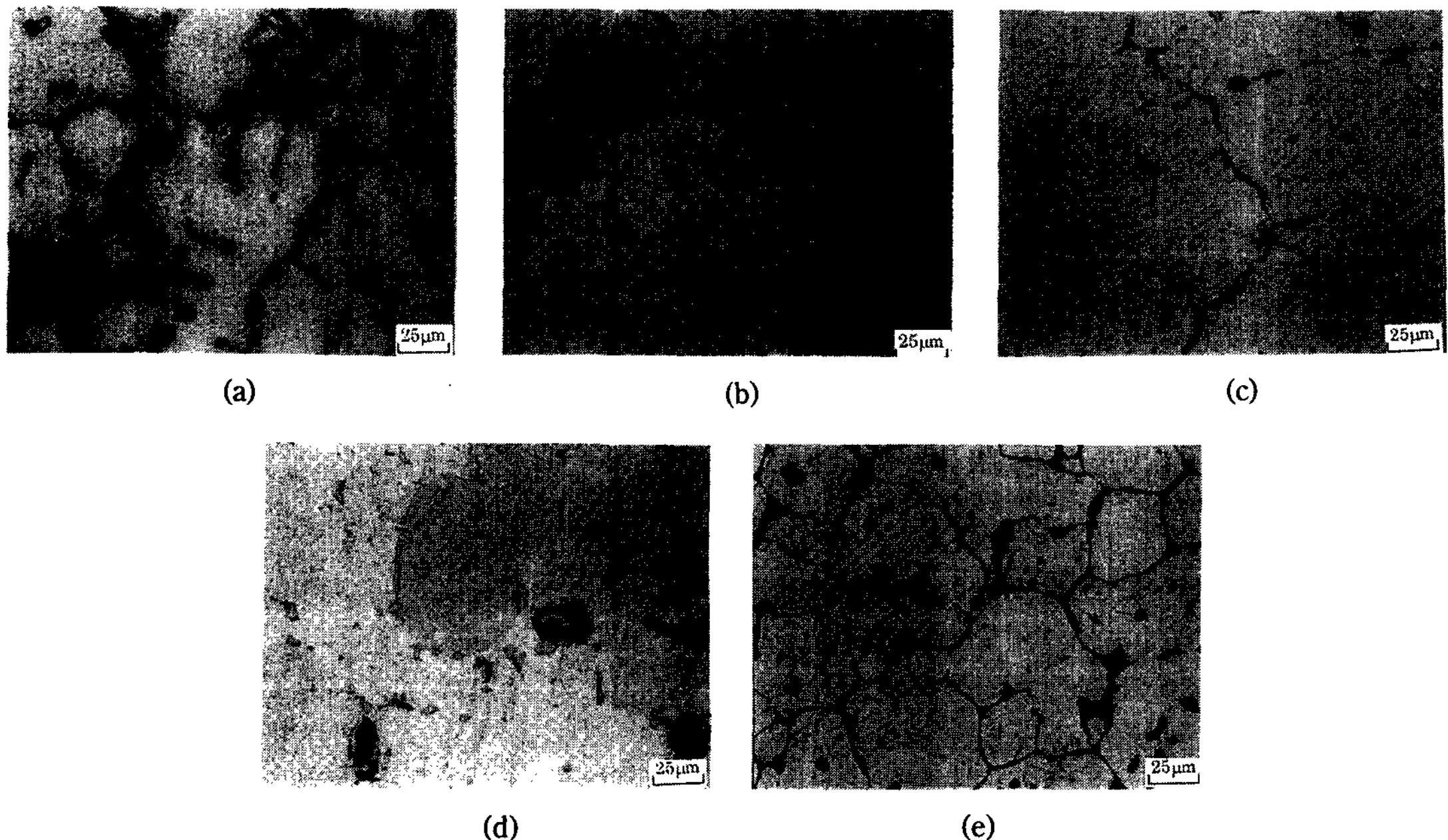


Fig. 5. Optical microstructures of Al-4Cu-1.5Si-1.0Mg after heat treatment at 515°C for. (a) 10 min, (b) 1 hour, (c) 5 hours, (d) 10 hours, and (e) at 560°C for 10 min.

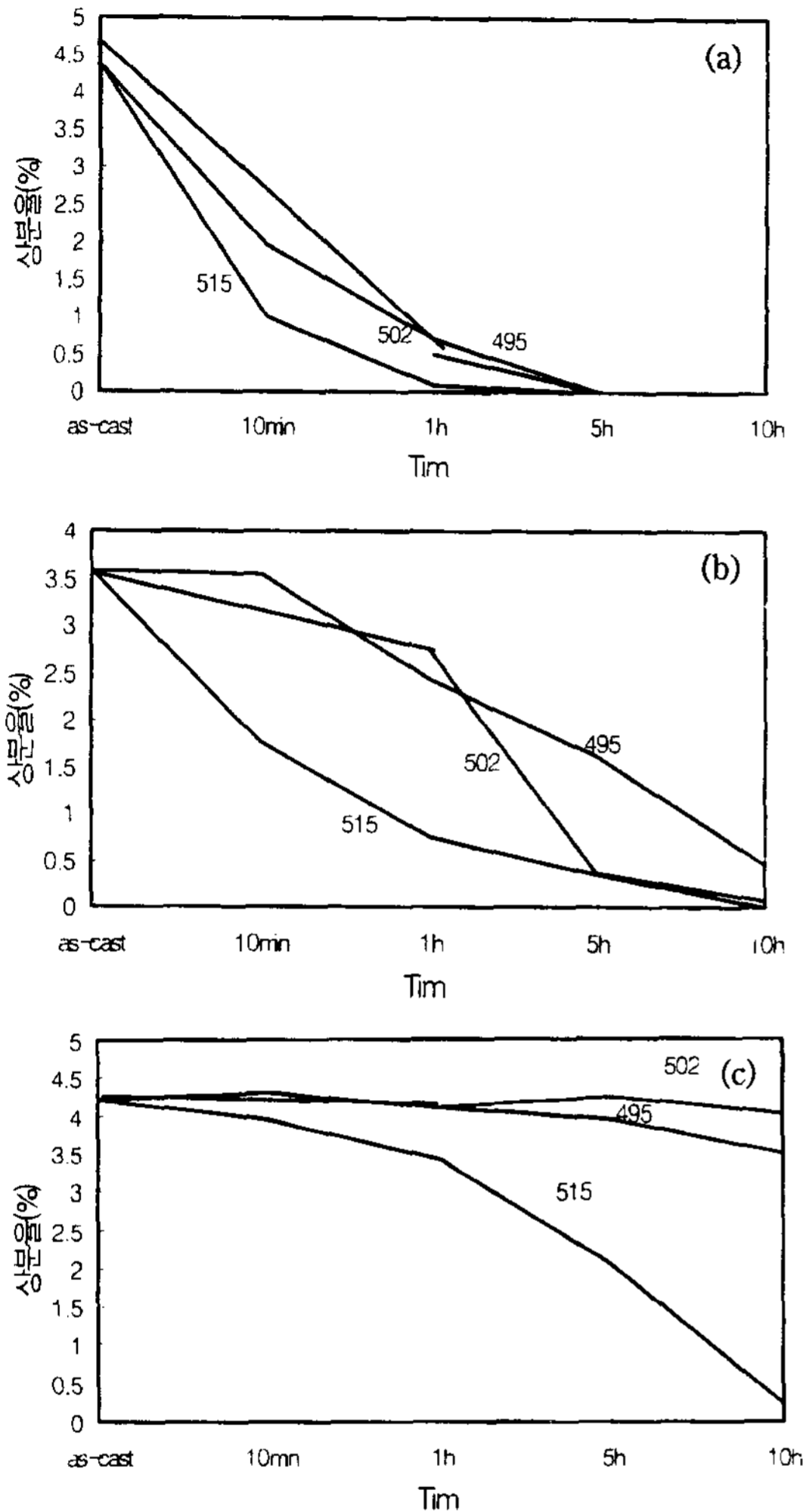


Fig. 6. Variation of area fractions of. (a) Al<sub>2</sub>Cu, (b) Mg<sub>2</sub>Si, and (c) Al<sub>2</sub>CuMg after solution treatment.

502°C 그리고 515°C에서 각각 10분, 1, 5, 10시간의 열처리를 행했을 때의 상분율을 도표화한 것이다. 주조 후 3.6%의 분율이었으나, 10분 후 495°C에서 약 3.6%, 515°C에서 약 1.6%이던 분율이 1시간이 지난 후 495°C에서 2.5%, 502°C에서 3% 그리고 515°C에서 0.7%정도만이 남았다. 또한 5시간이 지난 후는 495°C에서 1.9%, 502°C에서 0.5%, 515°C에서 0.4%정도가 남았다. 10시간이 지난 후 495°C에서 0.9%, 502°C, 515°C에서는 거의 분해가 이루어졌다. 그림 6(c)는 Al<sub>2</sub>CuMg상의 상분율을 495°C와 502°C 그리고 515°C에서 각각 10분, 1, 5, 10시간의 열처리를 행했을 때의 상분율을 도표화한 것이다. 주조 후 4.3%의 분율

Table 4. Variation of Microvickers hardness during solution treatment

	495°C	502°C	515°C	560°C
10 min	110	-	113	115
1 hour	119	91.4	113.5	91.5
3 hours	-	-	117.7	-
5 hours	113.7	119	105.2	-
10 hours	93.8	101.2	87.3	95.7

이 10분, 1, 5, 10시간이 지난 후 495°C와 502°C에서는 상분율의 변화가 거의 없으나, 515°C에서는 10분 후 약 4%, 1시간이 지난 후 3.5%, 5시간이 지난 후는 1.9% 그리고 10시간이 지난 후 거의 분해가 이루어져 약 0.4%정도만이 남았다. 또한 열처리 온도가 증가함에 따라 분해정도도 증가하였으며, Al<sub>2</sub>CuMg의 경우 515°C에서만 분해가 이루어졌다.

표 4는 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg 합금의 열처리에 따른 경도측정 결과를 나타낸다. 495°C에서는 5시간, 502°C에서도 5시간, 그리고 515°C 3~5시간 열처리를 행하였을 때에 가장 큰 경도값을 나타내었다.

### 3.3 합금 열처리 및 기계적 특성

그림 5와 표 4의 결과를 바탕으로 국부용융이 일어나지 않으면서 비교적 높은 경도를 나타내는 온도와 시간을 중심으로 용체화처리조건을 495°C 5시간, 502°C 5시간, 515°C 3, 5시간으로 잡았다. 495°C의 경우 비교적 용체화처리온도가 낮아 고용에 어느정도 시간이 필요할 것이며 따라서 비교적 높은 경도를 나타내는 5시간을 용체화처리조건을 잡았으며, 502°C의 경우 5시간 열처리시 가장 높은 경도를 나타내었다. 515°C의 경우 3시간에서 가장 높은 경도를 나타내었고, 495°C와 502°C의 조건과 비교를 위해 비교적 경도가 떨어지지 않으며, 국부용융이 일어나지 않은 5시간을 같이 열처리 조건으로 잡았다. 또한 각조건에 대하여 180°C에서 1, 3, 5, 10, 20시간의 시효처리를 행하였다.

그림 7은 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg 합금에서 열처리에 따른 미소경도측정결과를 나타낸다. 495°C에서 5시간 용체화처리시는 10시간 시효처리시 가장 큰 경도값을 얻었으며, 502°C에서 5시간 용체화처리시는 10시간 시효처리시 가장 큰 경도값을 얻었다. 또한, 515°C에서 3시간 용체화처리시는 5시

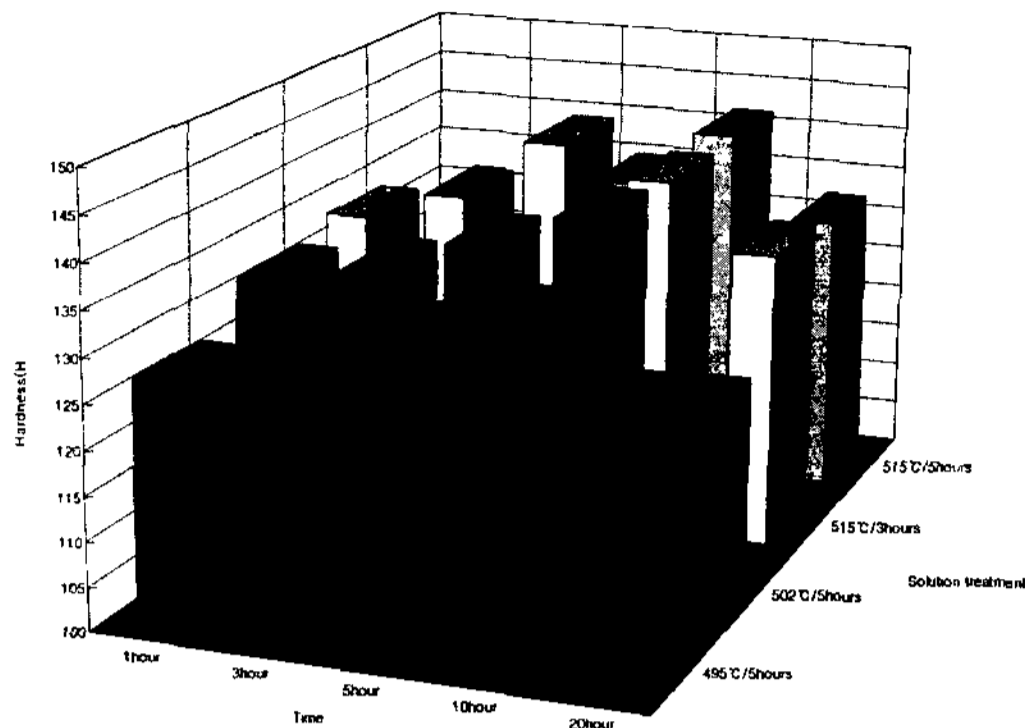


Fig. 7. Variation of Microvickers hardness during aging at 180°C.

간 시효처리시 가장 큰 경도값을 얻었으며, 5시간 용체화처리시는 10시간 시효처리시 가장 큰 경도값을 얻었다.

그림 8은 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금의 인장시험결과를 보여준다. 그림 8(a)는 열처리에 따른 각각의 최대인장강도의 변화이다. 비평형열처리인 515°C에서 3시간 용체화처리후 10시간의 시효처리시 가장 큰 값인 최대인장강도 405 MPa를 얻었다. 그림 8(b)는 열처리후 연신율의 측정결과로 각각의 경우에 6~8%의 비교적 고른값을 나타내었다. 그림 9는 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금의 시효시 석출된 석출상의 투과전자현미경 결과를 나타낸다. 그림 9(a)는 시효석출상의 명시야상

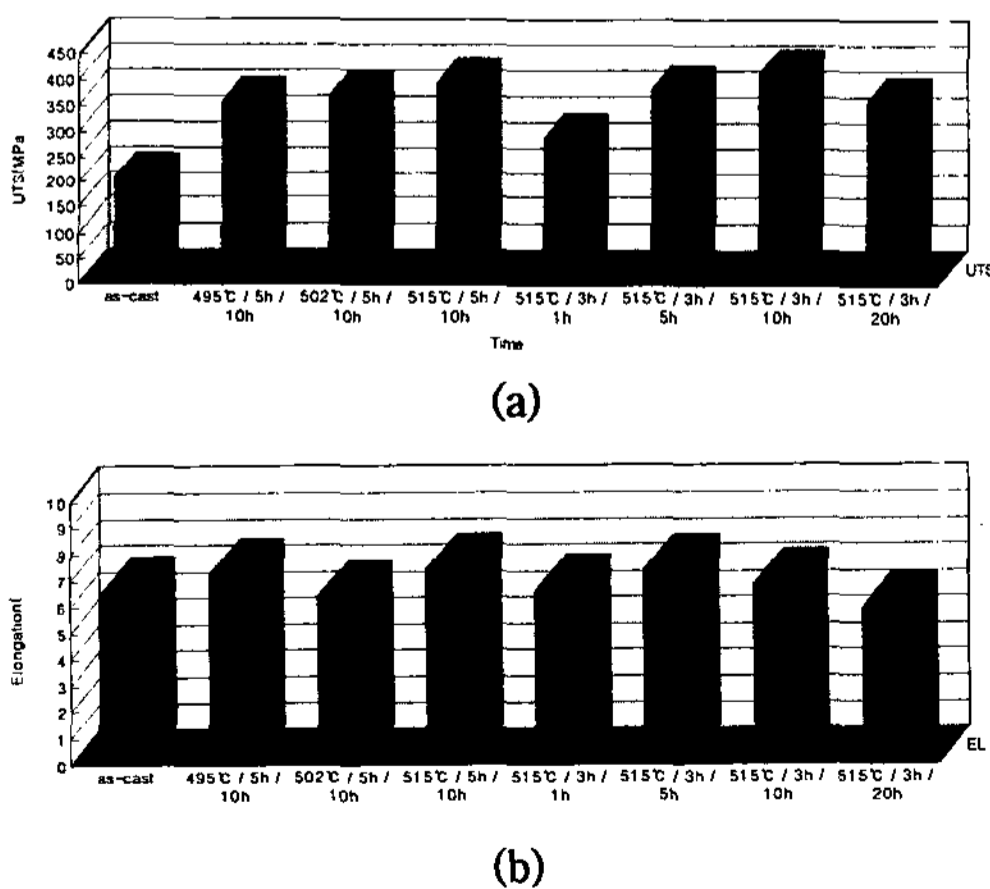
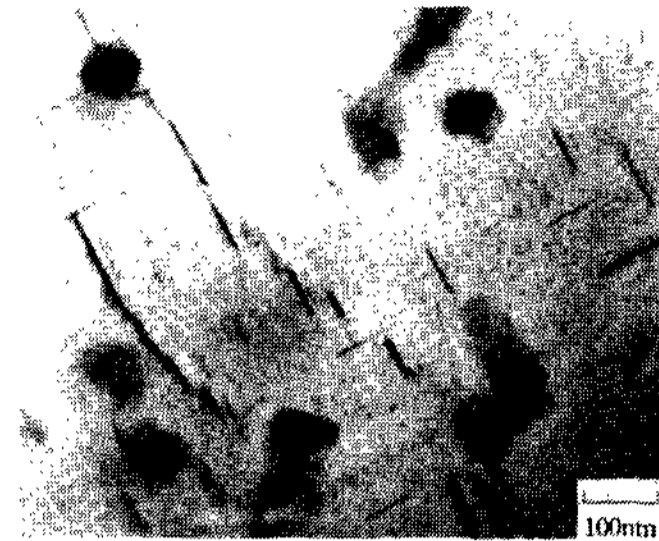
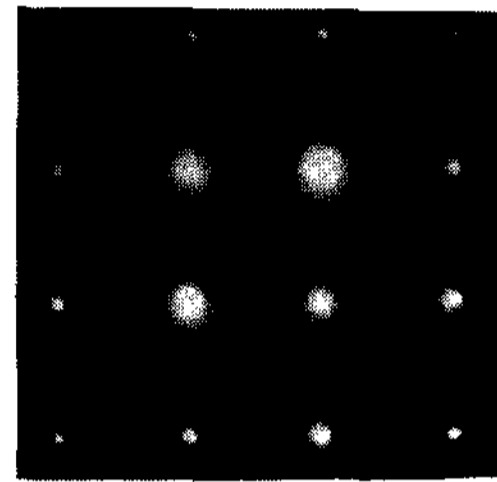


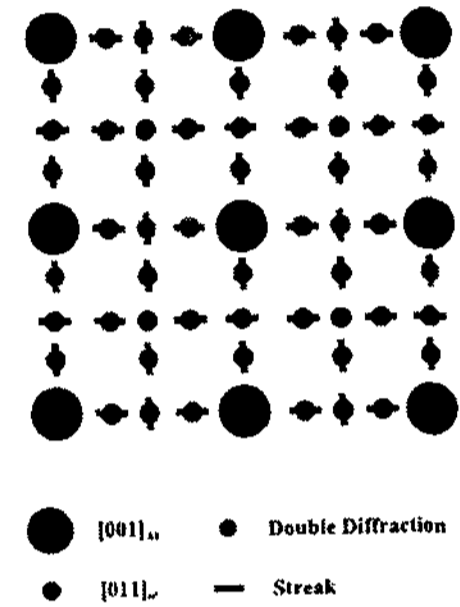
Fig. 8. (a) Variation of tensile strength as a function of heat treatment, and (b) variation of elongation after aging treatment.



(a)



(b)



(c)

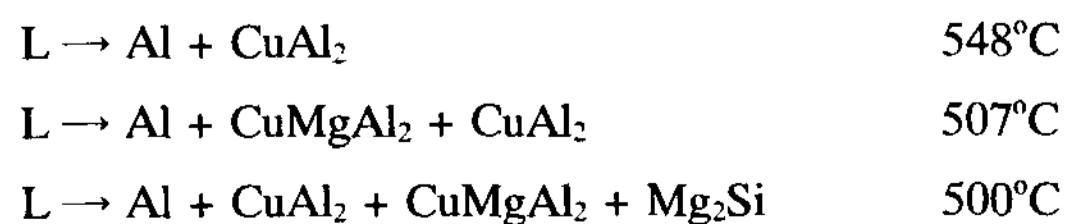
Fig. 9. (a) Bright field TEM image of Al-Cu-Si-Mg after aging at 180°C for 10 hours, (b) Selected area electron diffraction pattern, and (c) schematic pattern.

을 나타낸다. 그림 9(b)는 [001]Al 과 평행한 [001]θ' pattern과 double diffraction, 그리고 streaking이 관찰되었으며 그림 9(c)는 이를 개략적으로 도식화하였다.

#### 4. 고 찰

##### 4.1 제2응고상의 분해거동

그림 4에서 보여진 시차열분석결과를 분석하기 위하여 Al-Cu-Si-Mg의 조성에 따른 온도별 공정반응을 표 2에 나타내었다. 그림 4의 첫번째 피크는 502~510°C에 걸쳐 분포하고 있으며 피크점은 506°C이고 두번째 피크는 527~544°C에 걸쳐 분포하며 피크점은 537°C이다. 표 2의 반응과 비교하여 보면 537°C의 반응은 Al-Al<sub>2</sub>Cu의 2원계 공정반응임을 확인할 수 있으며, 506°C의 경우는 조성과 온도를 고려하여 분석해보면 각각의 피크에 해당하는 반응은 다음과 같다[11].



이상의 반응예측 결과를 중심으로 Al<sub>2</sub>Cu, Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>2</sub>CuMg의 생성 및 분해과정을 확인할 수 있었다. 또한 이와같은 각상의 반응은 X-선 회절분석, EDS 분석 결과로 뒷받침되어졌다.

#### 4.2 열처리의 영향

시차열분석결과 반응peak이전의 열처리인 평형열처리와 이후의 온도에서의 열처리인 비평형열처리시 [2] 제2응고상의 분해거동을 비교하여 보면, 그림 6에서 보는 바와 같이 평형열처리시 상의 분해거동은 495°C에서 5시간의 평형열처리시 상분율은 Al<sub>2</sub>Cu 주조후의 4.3%의 상이 완전히 고용되었으며, Mg<sub>2</sub>Si는 주조상태의 3.6%의 상이 약 1.6%로, Al<sub>2</sub>CuMg는 주조상태의 4.3%의 상이 거의 고용이 되지 않았다. 515°C의 5시간 비평형열처리시 Al<sub>2</sub>Cu는 평형열처리시와 같이 완전히 고용되었으며, Mg<sub>2</sub>Si는 0.36%, Al<sub>2</sub>CuMg는 4.3%중 2%정도만 남았다. 또한 비평형열처리시 상의 분해거동은 평형열처리시 보다 더욱 빠름을 알 수 있으며 또한 비평형열처리시 상의 국부용융이 일어나지 않는 시간의 결정이 중요하며, 515°C의 경우 5시간 이내에서는 국부용융이 일어나지 않았다. 용체화처리시 각상의 분해거동을 살펴보면 Al<sub>2</sub>Cu상의 분해가 가장 먼저 그리고 빨리 진행되어지며, 다음은 Mg<sub>2</sub>Si상 그리고 Al<sub>2</sub>CuMg상의 경우 평형열처리시는 거의 분해가 이루어지지 않았고 비평형열처리시 분해가 이루어짐을 알 수 있었다. 이는 비평형열처리온도에서만 Al<sub>2</sub>CuMg상의 분해가 이루어지며 그 시간도 국부용융이 일어나지 않는 시간인 5시간이내에서는 존재상의 절반정도만이 분해가 이루어지고 있음을 확인하였다.

#### 4.3 기계적 특성의 변화

용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금에서 시효시간에 따른 경도 및 인장강도변화를 보면 그림 8에서 보는 바와같이 515°C의 비평형열처리시 가장 큰 값을 갖는다. 이는 응고시 석출된 제2응고상이 용체화처리시 고용되는데 고온인 비평형열처리시 그 고용량이 증가되어지기 때문에 고용강화와 석출강화가 극대화되어지므로 가능하다. 하지만 비평형 열처리시 국부적인 용융이 일어나는데 용융이 일어나면 이로 인한 기계적성질의 저하가 나타나므로 용융이 일어나지 않는 시간을 결정하는 것이 비평형 열처리시 중요한 요소이다.

또한 용체화처리후 각각의 온도에서 시효처리시에 peak aging은 약 10시간에서 나타났으며, 그림 9(c)에서의 SADP분석결과 그림 9(a)에서 보는바와 같이 강화에 영향을 미치는 주요시효석출상은 platelet type의 θ'상임을 확인하였다.

#### 4.4 용탕단조용 합금설계

용탕단조합금의 특징은 열처리가 가능하고, 일반 주조재와는 달리 높은 유동성을 필요로 하지 않기 때문에 고강도 고인성 합금을 얻을 수 있다. 따라서 유동성을 고려하지 않으므로 Si의 양을 1.5%로 줄이고 Cu의 양을 4%까지 늘려 가공재에 가까운 합금조성을 주조에 이용하여 고강도를 얻을 수 있었다. 또한 Mg 첨가로 Mg<sub>2</sub>Si상과 Al<sub>2</sub>CuMg의 정출을 유도하였다. 이와 같은 배경을 중심으로 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg의 합금을 설계하였고, 합금분석결과 Al<sub>2</sub>Cu상의 복합석출이 강화를 주도하였음을 알 수 있었으며 비평형 열처리시 Al<sub>2</sub>CuMg의 고용효과를 확인할 수 있었다.

### 5. 결 론

1. 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금은 α-Al초정에 제2응고상으로 Al<sub>2</sub>Cu, Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>2</sub>CuMg가 정출되었다. Al<sub>2</sub>Cu상은 연회색 연속정출상으로 Mg<sub>2</sub>Si상은 검은색 연속정출상과 층상구조상으로, 그리고 Al<sub>2</sub>CuMg상은 진회색 연속정출상으로 정출되었다.

2. 제2응고상은 다음 반응에 의해 분해되었다.



3. 평형열처리조건인 495°C에서 5시간의 열처리시 상분율은 Al<sub>2</sub>Cu는 완전히 고용되었으며, Mg<sub>2</sub>Si는 as-cast상태의 3.6%중 1.6%, Al<sub>2</sub>CuMg는 거의 고용이 되지 않았고, 비평형열처리 조건인 515°C의 5시간의 열처리시 Al<sub>2</sub>Cu는 완전히 고용되었으며, Mg<sub>2</sub>Si는 0.36%, Al<sub>2</sub>CuMg는 as-cast상태의 4.3%중 2%정도만 남았다.

4. 용탕단조 Al-3.9wt%Cu-1.5wt%Si-1.0wt%Mg합금의 시효석출상인 platelet type의 θ'상이 강화를 주도하



였고, 최대 인장강도는 비평형열처리인 515°C 3시간 용체화처리후 180°C에서 10시간 열처리하였을 때 405MPa을 얻었으며, 첨가원소효과와 열처리효과를 고려하면 보다 높은 강도의 합금설계가 이루어질 수 있을 것이다.

### 참 고 문 헌

[1] A. M. Samule, J. Gauthier, and F. H. Samule : Mater. Trans., A27(1996) pp. 1785~1797.  
 [2] L. Anantha Naaryanan, F. H. Samuel, and J. E. Gruzleski : Mater. Trans., A26(1995) pp. 2161~2174.  
 [3] Oddvin Reiso, Hilde-Gunn Overlie, and Nils Ryum : Mater. Trans., A21(1990) pp. 1689~1695.  
 [4] I. J. Polmear : Light Alloys Metallurgy of the Light Metals, Metallurgy and Materials Science Series, (1989) pp.

54~168.  
 [5] Jacques Lacaze, Gerard Lesoult, Olivier Relave, Ibrahim Ansara, and Jean Pierre Riquet : Eingegangen am 5. Mai 1986 pp. 141~150  
 [6] I. J. Polmear and R. J. Chester : Scripta Metallurgica vol. 23, pp. 1213~1218.  
 [7] Oddvin Reiso, Nils Ryum, and Jan Strid : Metallurgical Transactions A vol 24A (1993) pp. 2629~2641.  
 [8] S. P. Ringer, W. Yeung, B. C. Muddle and I. J. Polmear : Acta metall. mater. Vol. 42 No. 5(1994) pp. 1715-1725.  
 [9] Y. S. Han, D. H. Kim, H. I. Lee and Y. G. Kim : Scripta Metallurgica Vol. 31 (1994) No. 12 pp. 1623.  
 [10] 한요섭, 김도향, 이호인 : 제1회 응고기술 심포지엄 논문집 pp. 240 (1990) 대한금속학회.  
 [11] P. Villars, A. Prince and H. Okamoto : Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams, ASM international Vol. 2~4.