

## 급냉응고된 Mg-Zn합금의 응고조직에 미치는 Al첨가의 영향

김연욱 · 허보영\*

계명대학교 재료공학과

\*경상대학교 금속재료공학과

### Effect of Al Addition on the Microstructures of Rapidly Solidified Mg-Zn Alloy

Yeon-Wook Kim and Bo-Young Hur\*

Dept. of Materials Science & Eng., Keimyung University, Taegu, 704-701

\*Dept. of Metallic Materials Eng., Gyeongsang National University, Jinju, 660-701

(1997년 3월 14일 받음, 1997년 4월 8일 최종수정본 받음)

**초 록** Melt-overflow 급냉응고장치를 이용하여 두께 약 300 $\mu$ m, 폭 10mm의 Mg-Zn합금 스트립을 연속적으로 제조하였다. 또한 알루미늄을 첨가하여, 첨가원소에 따른 결정립미세화와 기계적강도에 미치는 영향을 조사하였다. 스트립의 미세응고조직은 전자현미경(TEM, SEM)과 image analyzer를 이용하여 분석하였으며, 경도시험으로 기계적특성을 평가하였다. Mg-5wt%Zn 합금 스트립의 경도는 결정립크기의 제곱근에 반비례하여 급냉응고에 의한 결정립미세화 효과로 같은 조성의 일반주조 합금보다 2배 이상의 높은 경도값을 가지며, 알루미늄을 첨가함으로써 2배 정도의 결정립미세화 효과를 얻어 경도가 더욱 증가하였다. 결정입계를 따라 생성된 금속간화합물은 마그네슘합금의 입계부식을 방지하여 우수한 내식성을 갖는다. 따라서 적절한 합금설계와 급냉응고법을 적용시키면 마그네슘합금의 취약성을 보완하며 경량성의 장점을 최대한 활용할 수 있다.

**Abstract** Mg-Zn alloys have been fabricated as continuous strips by melt overflow technique. In order to evaluate the influence of Al addition on the grain refinement and mechanical properties, 3wt% aluminum was added in rapidly solidified Mg-5wt%Zn. The microstructural observations were undertaken as a function of the cooling rate and the additional element. The tremendous increase in hardness of Mg-Zn base alloys was mainly due to the refinement of the grain size by the effect of rapid solidification and aluminum addition. The formation of intermetallic phases on the grain boundaries may have a positive effect on the corrosion resistance. Therefore, despite competition from many other developments, the rapid solidification processing of magnesium alloys emerges as a valuable method to develop superior and commercially acceptable magnesium alloys.

### 1. 서 론

마그네슘은 1.74g/cm<sup>3</sup>의 밀도를 가지며, 대표적인 경량 금속인 알루미늄 보다 35.6%, 티타늄 보다는 61.3% 가볍다<sup>1, 2)</sup>. 따라서 마그네슘은 최경량 구조용금속으로 활용 가능성이 크다. 그러나 우수한 비강도와 기계가공성의 잇점에도 불구하고 마그네슘합금은 낮은 절대강도와 약한 부식저항성으로 인하여 현재 적용범위가 극히 제한을 받아왔다<sup>3-6)</sup>. 최근 들어 합금용탕으로 부터의 급냉응고법이 종래의 인공 주조법 보다 넓은 범위의 합금조성과 미세조직제어가 가능하게 하여 합금특성의 향상을 기할 수 있는 사실이 알려지면서, 마그네슘합금에 적용하면 위의 단점들이 개선되어 고기능성 경량재료로 개발이 기대된다.

급냉응고법을 마그네슘합금의 개발에 적용하여 얻을 수 있는 장점으로서 응고조직의 미세화, 용질원자 고용량의 증가, 비정질 및 미세 분산상의 형성 등에 의한 절대강도의 향상과 열적으로 안정한 석출상이 형성되면 고온특성이 개선된다<sup>7, 8)</sup>. 또한 급냉응고에 의하여 형성되는 균질하고 과포화된 기지조직은 갈바닉부식을 억제하며, 새로운 준안정

상의 석출은 부식거동을 개선하게 되어 내식성이 우수한 마그네슘합금을 개발이 가능하여 알루미늄합금을 대체할 수 있다<sup>9)</sup>.

마그네슘에 Zn을 첨가하면 344 $^{\circ}$ C에서 6.2%까지 고용하고, 온도가 낮아짐에 따라 급격히 감소하여 상온에서는 고용률이 약 1.7%가 되며 Zn-rich 화합물이 석출된다. Mg-Zn합금은 주로 고용강화와 석출강화 현상에 의하여 강도가 향상되어 구조용합금으로 적합하다. 그러나 일반주조시 발생하는 입자조대화에 의한 열간균열과 취약한 Zn-rich 화합물의 생성은 가공성을 악화시킨다. 따라서 급냉응고와 제3원소의 첨가에 의하여 응고조직을 미세화시키며 준안정상의 화합물을 석출시킴으로서 기계적 강도와 내식성을 개선할 수 있다<sup>10)</sup>.

본 연구는 melt-overflow 급냉응고장치를 이용하여 Mg-Zn계 합금 스트립을 연속적으로 제조하였다. 냉각률의 회전속도를 변화시켜 스트립의 두께를 조절하는 방법으로 냉각속도에 따른 응고조직을 제어하였으며 이를 기계적성질(경도)의 변화와 연관시켜 조사분석하였다. 일반적으로 마그네슘합금의 기계적 강도에 가장 큰 영향을 주는 요인은

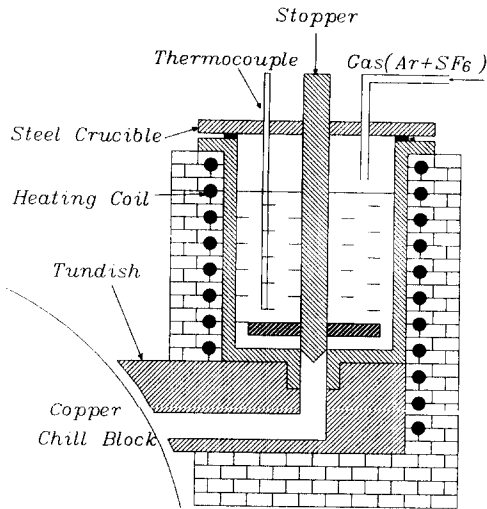


Fig. 1. Schematic diagram of the melt overflow system.

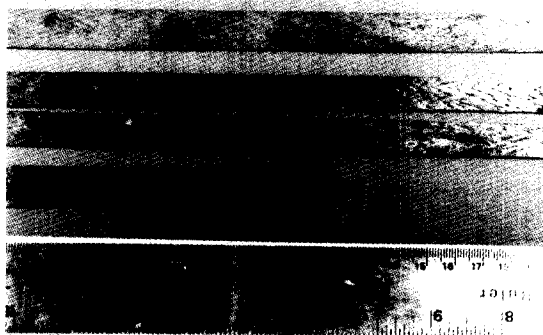


Fig. 2. Rapidly solidified strips of Mg-5wt%Zn alloy by the melt overflow unit.

결정립의 미세화 정도이다. 따라서 Mg-Zn합금에 Al 첨가하여 급냉응고시킴으로서 얻어지는 응고조직의 미세화를 관찰하였으며 이에 따른 제3의 원소 첨가에 의한 급냉응고 합금설계 가능성을 검토하였다.

## 2. 실험 방법

본 실험에서 이용한 melt overflow법<sup>11~13)</sup>은 melt spinning법<sup>14)</sup>과 유사하나 제조공정이 간단하며 높은 스트립 생산속도를 얻을 수 있어 상업적으로 활용할 수 있는 유용한 급냉응고기술이다. Melt spinning의 경우 일정량의 시료를 밀폐된 도가니에서 용융하여 가압압력 하에서 하단부의 제한된 크기의 노즐을 통하여 냉각휠에 수직으로 분사하는 방법으로 연속적인 조업이 불가능하며 공정이 복잡하다. 그러나 시료의 연속 공급이 가능한 턴디쉬에서 용융금속이 가압 조건 없이 노즐을 통하여 냉각휠에 흐르는 melt overflow 법은 공정조건이 간단하며 스트립의 평균 두께는 냉각휠의 속도에 좌우된다.

Fig. 1은 melt overflow 급냉응고장치의 개략도이며 턴

디쉬는 노즐부위와 도가니를 분리할 수 있도록 설계되었고 마그네슘과 반응이 없는 연강으로 제작되었다. 99.8%의 Mg 잉곳트를 적정 크기로 절단한 후 초음파세척기로 세척하여 건조하고, 99.99%의 Zn와 99.99%의 Al은 버튼 형태로 저항로가 설치된 턴디쉬의 도가니에 약 250g을 장입하여 SF6와 Ar의 혼합가스 분위기 하에서 800℃까지 가열하여 목적조성의 합금으로 용해하였다. 용해 중에 노즐부위로 용탕유입을 차단하기 위하여 도가니 중심에 stopper를 설치하였고 stopper의 중간에 부착된 blade를 이용하여 용탕을 충분히 교반하였다. 스트립을 제조하기 전에 다시 용탕을 780℃까지 냉각시켰으며 이와 동시에 구리로 제작된 지름 30cm, 폭 12cm의 냉각휠을 원하는 속도로 조정하였다. 냉각휠의 후면에 위치한 턴디쉬는 핸들 조작으로 전진시킨다. 이때 노즐은 냉각휠의 정상에서 약 10cm 하단에 위치하게되며 stopper를 제거하면 용탕이 외부 압력이 없는 상태에서 노즐에 흘러가도록 턴디쉬가 설계되었다. 냉각휠과 턴디쉬의 노즐부위와의 간격은 0.5mm로 제한하여 회전하는 냉각휠의 후면에서 melt pool을 형성하며 얇은 스트립을 제조하였다. 이 때 노즐의 크기는 10mm × 5mm로 하였다. Fig. 2는 500rpm의 냉각휠 속도로 제조된 폭 12mm, 두께 350μm의 Mg-5wt%Zn 스트립을 보여주고 있다.

Melt overflow 급냉응고장치의 공정변수를 평가하기 위하여, 냉각휠의 회전속도를 300~700rpm의 범위에서 조절하면서 마그네슘합금 스트립을 제조한 후 냉각휠의 속도에 따른 스트립 두께의 변화를 마이크로미터로 측정하였다. 그리고 스트립 두께 변화에 따른 급냉응고 효과를 관찰하기 위하여 각각의 스트립을 두께 중간부위까지 연마하여 미세조직을 관찰하였다. Mg-Zn합금은 2ml HF(48%), 2ml HNO<sub>3</sub>, 96ml H<sub>2</sub>O의 부식액으로 약 10초간 에칭하여 광학현미경으로 응고조직을 관찰하였다. 이 실험에서 주로 냉각휠의 회전속도에 따른 스트립두께 변화와 결정립 미세화를 조사하였다. 또한 Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금 스트립은 같은 방법으로 연마한 후 Glycol 부식액(1ml HNO<sub>3</sub>, 24ml H<sub>2</sub>O, 75ml ethylene glycol)으로 약 40~50초간 에칭하여 미세조직을 관찰하였으며, 그 응고조직 특히 결정립 크기를 Mg-5wt%Zn합금의 경우와 비교하는 방법으로 원소첨가 및 급냉응고효과를 조사하였다. 그리고 냉각속도 변화와 첨가원소에 따른 결정립미세화 효과와 기계적 강도의 관계를 조사하기 위하여 마이크로비커스 경도계(Mitutoyo AT-201)를 이용한 경도시험하였다.

급냉응고에 의하여 결정입계와 기지조직내에 생성되는 금속간화합물들의 크기와 분포는 SEM(AMRAY 1810)으로 조사하였다. 또한 각 마그네슘합금 스트립에서 첨가원소의 분포상태 및 금속간화합물의 화학적조성은 Energy Dispersive X-Ray Spectrum(NORAN 5502N)을 이용하여 분석하였다. 미세하게 생성된 분산상의 형상과 분포 및 결정구조를 분석하기 위하여 마그네슘합금 스트립을 TEM(JEOL 2010)에서 관찰하였다. TEM시편은 twin-jet electropolishing unit(Metalthin MK3)를 이용하여 다음

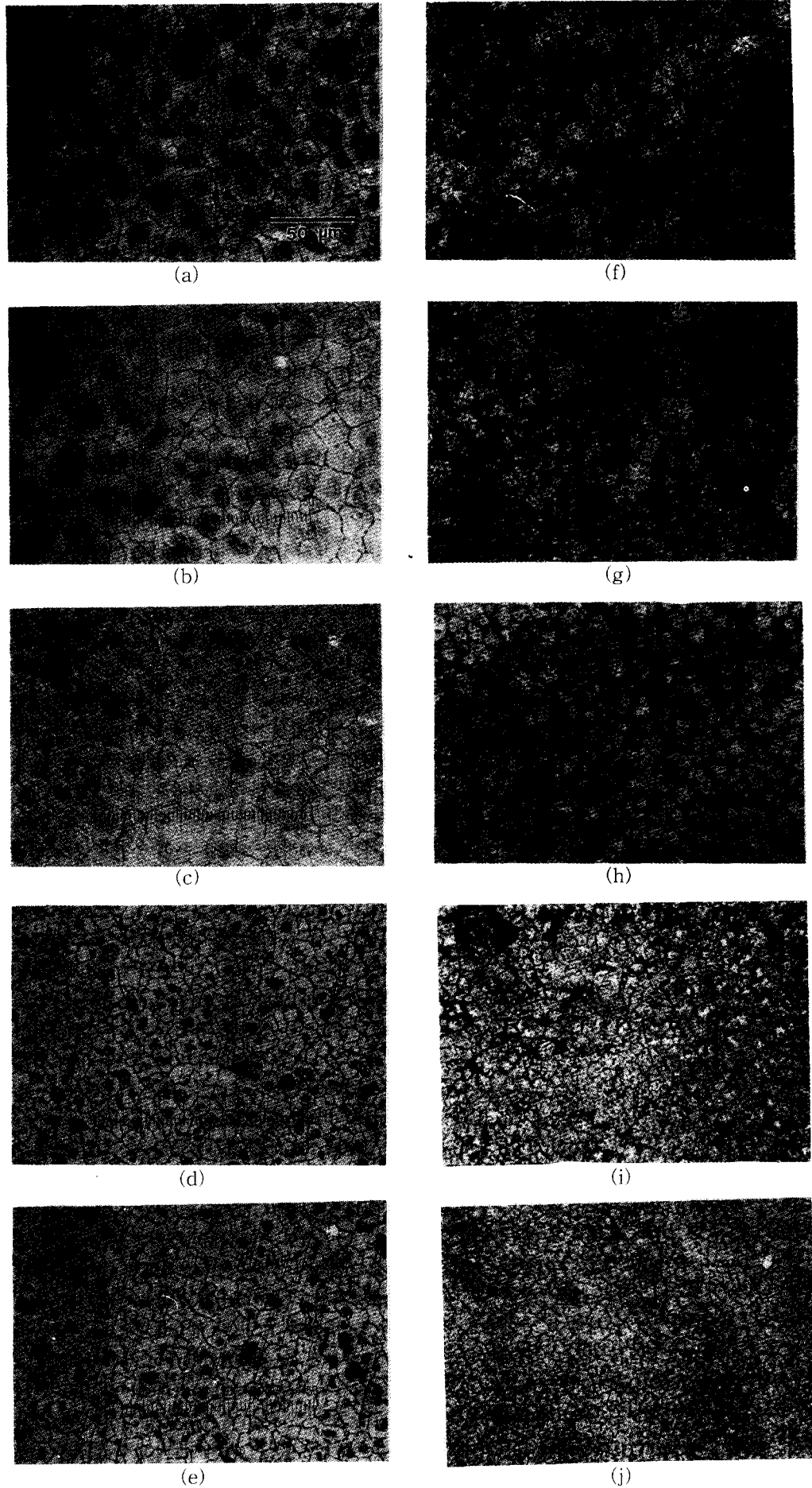


Fig. 3. Optical micrographs of Mg-5wt%Zn alloy strips with the cooling wheel speeds of (a) 300, (b) 400, (c) 500, (d) 600 and (e) 700 rpm and Mg-5wt%Zn-3wt%Al alloy strips with the cooling wheel speeds of (f) 300, (g) 400, (h) 500, (i) 600 and (j) 700 rpm.

과 같이 준비하였다. HNO<sub>3</sub>를 ethanol에서 30퍼센트 농도로 희석하여 전해용액을 준비한 후, 액체 질소를 이용하여 -15°C로 냉각시켜 3mm 디스크 시편과 전해용액에 70~90mAMPs 전류를 공급하고 일정한 jet stream speed 하에서 얇은 마그네슘합금 시편을 제작하였다.

### 3. 결과 및 고찰

Melt overflow법을 이용한 마그네슘합금의 급냉응고 시 냉각휠의 회전속도, 즉 기관의 표면선속도가 증가할수록 스트립의 두께는 감소한다. Mg-5wt%Zn합금 스트립을 제조할 때 용탕온도, 노즐크기, 휠과 노즐과의 간격 등의 제조변수가 일정하면, 냉각휠의 회전속도가 300, 400, 500, 600, 700m/min(rpm)로 증가하면서 스트립의 두께는 520, 400, 360, 300, 250 $\mu$ m로 거의 직선적으로 감소한다. 얇은 스트립이 생성될 때 일반적으로 냉각속도는 스트립 두께의 제곱근에 반비례한다<sup>15)</sup>. 따라서 냉각휠의 속도가 증가할수록 스트립 두께는 감소하며, 냉각속도는 증가하여 응고조직은 더욱 미세하게 된다. 이러한 냉각속도의 변화가 응고조직에 미치는 영향을 구체적으로 확인하기 위하여 각각의 냉각휠 속도로 응고된 Mg-5wt%Zn합금 스트립의 미세조직을 관찰하였으며, 그 결과를 Fig. 3(a)~(e)의 광학현미경 응고조직사진에서 비교조사하였다. Fig. 4의 그래프는 Fig. 3의 Mg-5wt%Zn합금 스트립 응고조직사진에서 Hilliard 결정립크기 측정법을 이용한 grain size의 측정결과를 보여준다. 이 실험결과 300m/min 속도로 제조된 약 520 $\mu$ m 두께의 Mg-5wt%Zn합금 스트립에서는 평균 17 $\mu$ m의 grain size를 가지며, 스트립의 두께가 감소할수록(휠속도의 증가) 결정립은 미세하게 되어, 700m/min 속도로 제조된 약 250 $\mu$ m 두께의 스트립의 grain size는 평균 8 $\mu$ m 이하로 급격히 감소하게 된다. 일반주조된 Mg-5wt%Zn합금의 경우 100 $\mu$ m 이상의 grain size를 가지는 사실과 비교할 때, melt overflow 급냉응고법으로 제조된 Mg-5%Zn합금 스트립은 약 10배 정도 결정립이 미세화된다는 사실을 알 수 있다.

급냉응고 및 첨가원소에 의한 Mg-Zn계 합금의 결정립 미세화 효과를 조사하기 위하여, Mg-5wt%Zn합금에 3wt% Al 첨가한 후 melt overflow 급냉응고장치에서 위와 같은 방법으로 스트립을 제조하고 응고조직을 비교관찰하였다.

Fig. 3(f)~(j)는 Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금 스트립에서 냉각속도변화에 따른 미세조직을 보여주는 광학현미경 응고조직사진이며, 이 사진에서 측정된 grain size를 스트립 제조속도(냉각속도)의 함수로 표시한 그래프는 Fig. 4에서 Mg-5wt%Zn합금의 경우와 비교하여 나타냈다. Mg-5wt%Zn합금에 3wt% Al을 첨가하여 300m/min의 속도로 스트립을 제조하면 약 8 $\mu$ m의 결정립크기를 갖게 된다. 또한 냉각속도가 증가할수록 결정립은 미세해져 700m/min 속도로 제조된 스트립의 결정립크기는 약 6.5 $\mu$ m로 측정되었다. 이 결과를 Mg-5wt%Zn합금 스트립의 응고조직과 비교하였을 때, 비교적 작은 냉각속도에서 스트립을

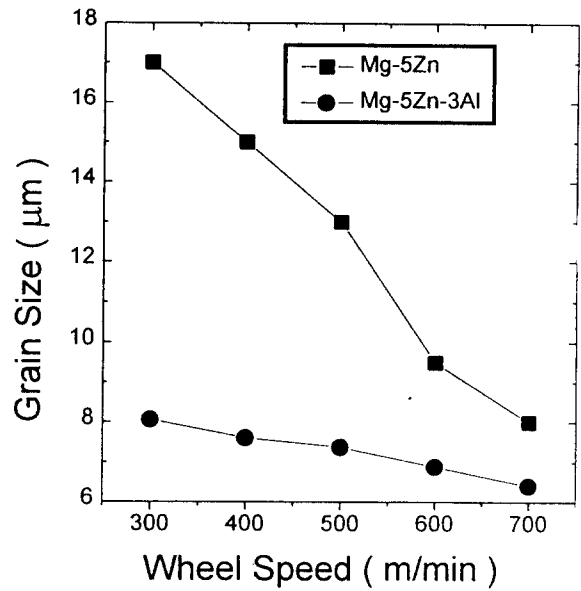


Fig. 4. Variation of grain size with the cooling wheel speed in rapidly solidified Mg-5wt%Zn and Mg-5wt%Zn-3wt%Al alloys.

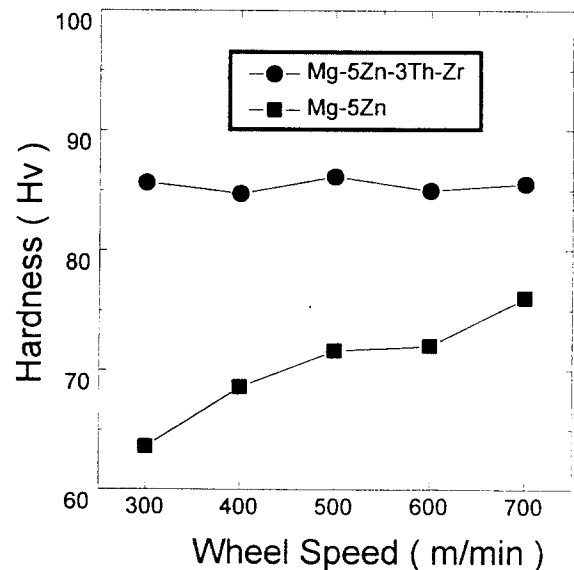


Fig. 5. Variation of hardness with the cooling wheel speed in rapidly solidified Mg-5wt%Zn and Mg-5wt%Zn-3wt%Al alloys

제조하면 Al 첨가에 의하여 약 2배 정도의 결정립 미세화 효과를 얻을 수 있었다. Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금에서 냉각속도에 따라 결정립크기는 감소하게 되지만, 첨가원소에 의한 결정립미세화 때문에 냉각속도에 의한 효과는 그만큼 적어 보이게 되는 것이다. 따라서 마그네슘합금에서 Al은 결정립 미세화를 위한 첨가원소로 활용할 수 있다는 사실을 알 수 있다.

본 실험에서 급냉응고와 원소첨가에 의한 응고조직의 미세화가 Mg-Zn계 합금의 기계적 특성에 미치는 영향을 평가하기 위하여, 각각의 냉각속도로 제조된 Mg-5wt%Zn합금과 Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금 스트립을 마이크로비

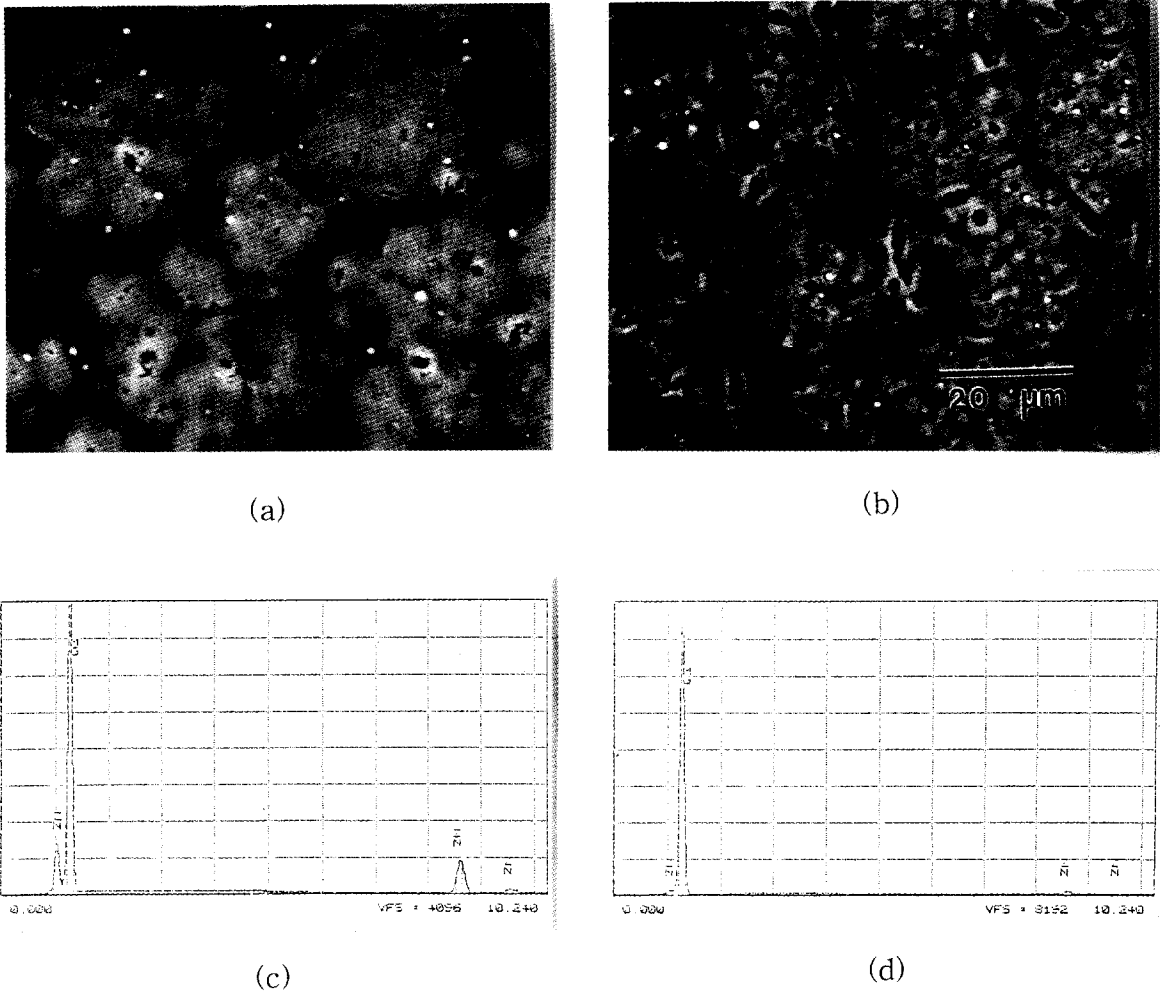


Fig. 6. (a) Secondary electron SEM image and (b) back-scattered electron SEM image of Mg-5wt%Zn alloy strip. EDS x-ray spectrums (c) from the black intermetallic phase on grain boundary and (d) from  $\alpha$ -Mg matrix.

커스 경도계(Mitutoyo AT-201)를 이용하여 경도시험을 수행하였다. Fig. 5는 Mg-Zn계 합금에서 냉각속도(냉각될 속도) 변화와 첨가원소에 의한 결정립 미세화 효과에 따른 경도변화를 보여준다. Mg-5wt%Zn합금 스트립에서 냉각속도가 증가함에 따라 결정립미세화에 의하여 경도는 증가한다. 이 결과는 Fig. 4에서 냉각속도가 증가함으로써 결정립이 미세해진다는 사실과 비교해 볼 때 마그네슘합금의 기계적성질은 결정립크기와 아주 밀접한 관계가 있다는 것을 반영한다. 냉각속도가 증가하면서 결정립의 크기는 거의 직선적으로 감소하고, 경도는 거의 포물선 모양으로 증가한다. 따라서 Fig. 4과 Fig. 5에서 결정립크기와 경도의 관계는 Hall-Petch의 관계식, 즉 경도는 결정립 크기의 제곱근에 비례한다는 사실과 잘 일치한다<sup>16)</sup>. Mg-5%Zn-3%Al합금 스트립의 경우, 냉각속도에 따른 결정립 크기의 변화가 아주 작기 때문에 Fig. 5에서 경도 역시 거의 일정하게 된다. 그러나 Mg-5%Zn-3%Al합금 스트립은 결정립크기를 고려하더라도 일반적으로 Mg-5wt%Zn합금에서 보다 큰 경도값을 보여준다. 이와 같이 마그네슘합금에서 첨가원소에 따라 경도의 급격한 변화는 결정립 미세화 효과 뿐만 아니라 급냉응고에 의하여 생성된 미세한 금속간화합물의 분산상 역시 중요한 강화 기구인 것을 알 수 있다. 따



Fig. 7. TEM micrograph of rapidly solidified Mg-5wt% Zn alloy strip.

라서 급냉응고된 마그네슘합금의 미세응고조직을 전자현미경으로 관찰할 필요가 있다.

Fig. 6(a)와 (b)는 melt overflow에서 500rpm 냉각될 속도로 제조된 Mg-5wt%Zn합금 스트립의 SEM에 의한 secondary electron image와 back-scattered electron

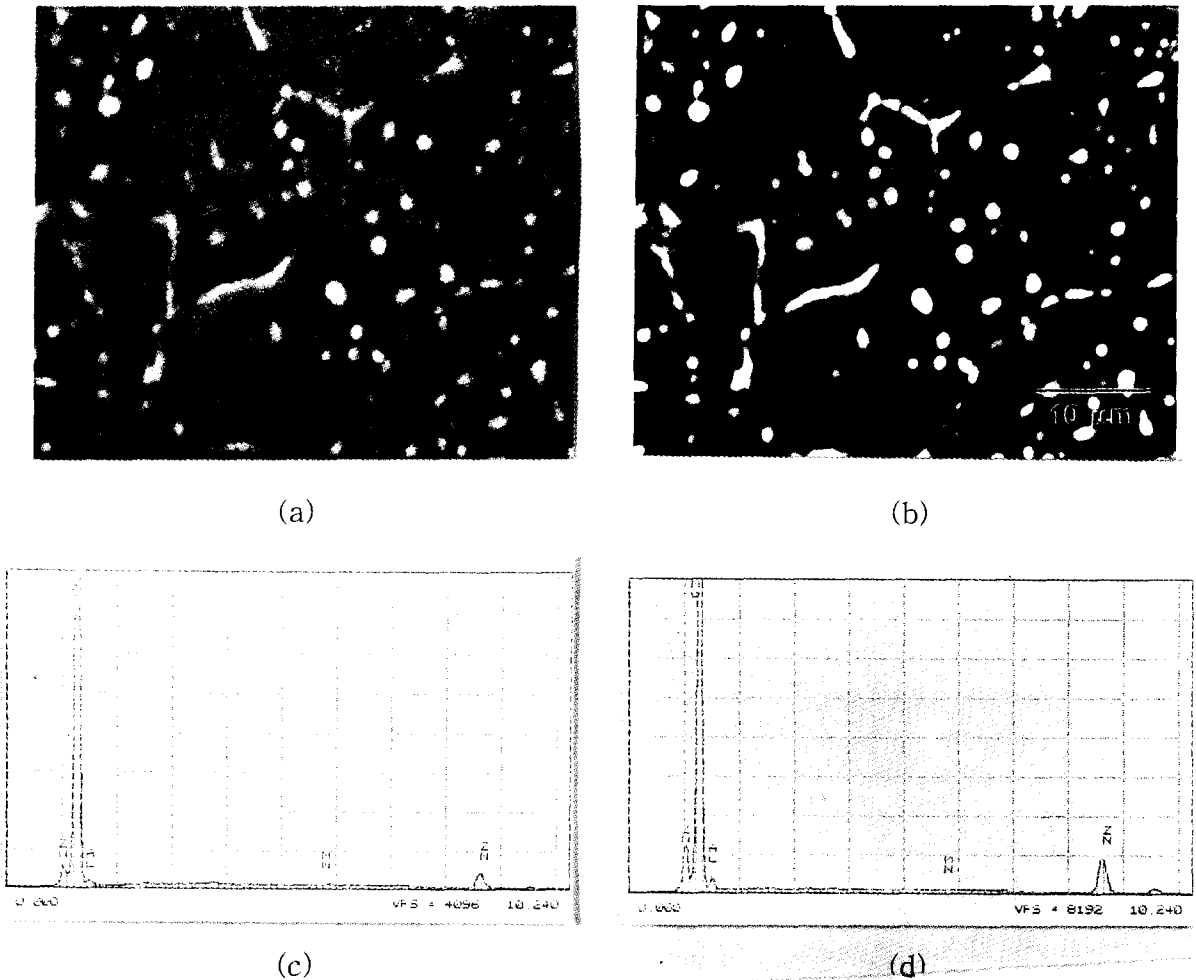
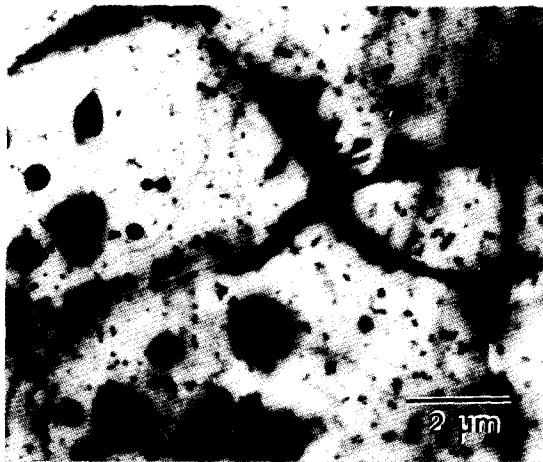


Fig. 8. (a) Secondary electron SEM image and (b) back-scattered electron SEM image of Mg-5wt%Zn-3wt%Al alloy strip. EDS x-ray spectrums (c) from  $\alpha$ -Mg matrix and (d) from the white intermetallic phase on grain boundary.

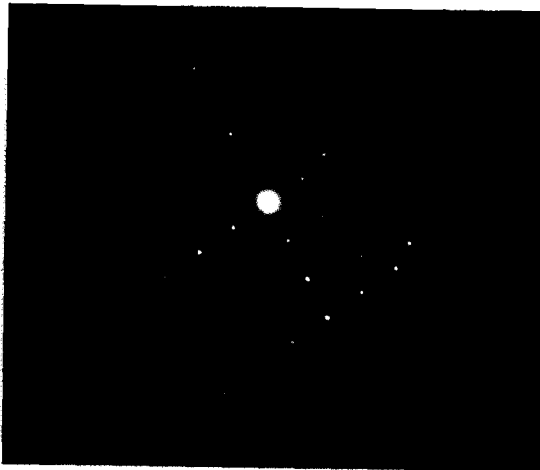
image의 미세조직을 보여주고 있다. 급냉응고에 의하여 생성된 검은색의 조대한 금속간화합물이 결정입계를 따라서 불연속적으로 분포됨을 관찰할 수 있으며, Fig. 6(c)의 EDS x-ray 분석결과 이 입자상의 화학적 조성이 67wt% Mg, 33wt% Zn의 Zn-rich Mg-Zn 금속간화합물인 것을 알 수 있다. Fig. 6(d)의 EDS x-ray spectrum은 기지조직의 평균조성을 나타내며 4wt% 이상의 Zn이 분석되었다. Mg-Zn 상태도에 따르면 상온에서 마그네슘에 Zn의 최대 고용량은 상온에서 1.7wt% 이하로 감소한다는 사실과 비교하면, 기지조직에 미세하게 분포된 MgZn계 금속간화합물 입자상에 의한 기여가 고려되더라도 급냉응고에 의하여 상당량의 Zn이  $\alpha$ -Mg 기지조직에 과포화된 사실을 잘 반영한다. Fig. 7은 Mg-5wt%Zn합금의 급냉응고조직을 보여주는 TEM 명시야상(bright field image)이다. Fig. 6(a)의 SEM 미세조직 사진과 유사하게 Mg-5wt%Zn합금의 급냉응고조직은 주로 과포화 고용체,  $\alpha$ -Mg로 구성되어 있으며 결정입계에 금속간화합물의 입자상이 불균질하게 존재하고 있고 기지조직에서도 분산상들이 미세하게 분포되어 있다. 결정입계에 형성된 금속간화합물의 결정구조를 SADP를 이용하여 분석하면, orthorhombic 결정구조로서 격자상수가  $a=14.083\text{ \AA}$ ,  $b=14.486\text{ \AA}$ ,  $c=14.$

025  $\text{\AA}$  인  $\text{Mg}_{51}\text{Zn}_{20}$ 상으로 알려졌다<sup>17,18)</sup>.

Melt overflow장치에서 500rpm 냉각될 속도로 제조된 Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금 스트립의 SEM 미세조직은 Fig. 8(a)와 (b)에 보여주고 있다. Fig. 8(c)의 EDS x-ray spectrum은 기지조직의 평균조성을 나타내며 많은 양의 Zn과 Al이  $\alpha$ -Mg 기지조직에 과포화되었다는 사실을 보여준다. SEM 미세조직사진에서 급냉응고에 의하여 생성된 하얀색의 금속간화합물 입자상이 결정입계와 기지조직 내에 많이 분포된 것을 관찰할 수 있다. 이와 같은 급냉응고 조직은 TEM에서 더 자세히 조사할 수 있으며, Fig. 9(a)의 TEM 명시야상에서 과포화된  $\alpha$ -Mg 고용체에 조대하고 불규칙한 형태의 입자상 뿐만 아니라 미세한 분산상이 관찰되며 경도시험에서 Mg-5wt%Zn 보다 우수한 기계적 강도는 이것의 결과로 사료된다. 또한 많은 금속간화합물이 결정입계를 따라 거의 연속적으로 형성된 것을 볼 수 있다. Fig. 9(b)는 기지조직  $\alpha$ -Mg으로 얻어진 SADP이며, cph 결정구조의  $[01\bar{1}1]$  zone axis로 분석된다. 결정입계에 형성된 금속간화합물의 결정구조를 분석하기 위하여 이들로부터 얻어진 SADP는 Fig. 9(c)에서 보여주며, 격자상수가  $a=4.733\text{ \AA}$ 과  $c=7.717\text{ \AA}$ 인 육방정(hexagonal) 결정구조의 금속간화합물로서  $[01\bar{1}1]$  zone axis로 지수 불이



(a)



(b)



(c)

Fig. 9. (a) TEM micrograph of Mg-5wt%Zn-3wt%Al strip and SAED patterns showing (b) [21 10] zone axis of  $\alpha$ -Mg matrix and (c) [01 1 1] zone axis of intergranular phase(hexagonal,  $a=4.96\text{\AA}$ ,  $c=14.02\text{\AA}$ ) on the grain boundary.

기가 이루어질 수 있다. 이 결정상 분석에서 기지조직  $\alpha$ -Mg의 회절패턴 분석결과인 75cm의 camera length를 이용하였으며, 분석된 결정구조는 현재까지 보고되어 있지 않지만 Fig. 8(d)의 EDS x-ray spectrum에서 69wt% Mg,

25wt% Zn, 6wt% Al의 화학조성 분석결과를 참고하면 육방정 결정구조( $a=4.96\text{\AA}$ ,  $c=14.02\text{\AA}$ )의  $A_{16}Mg_7Zn_{11}^{19}$ 과 유사한 것으로 고려된다.

Mg-5%Zn합금과 비교하여 급냉응고된 Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금의 미세조직에서 발견할 수 있는 가장 큰 차이점은 얇은 화합물이 결정입계를 따라 상당히 연속적으로 분포되어 있다는 특징이다. 일반적으로 마그네슘합금에서 발견할 수 있는 부식특성은 결정입계에서 부식이 집중적으로 일어난다는 사실이다. 그러나 급냉응고된 Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금에서 발견할 수 있는 알루미늄이 포함된 입계화합물은 형상과 화학조성의 특성으로 내식성의 향상을 기대할 수 있다. 실제로 응고조직관찰을 위한 에칭시험에서 Mg-5wt%Zn 보다 4배 이상의 시간이 필요하다는 것이 관찰되었다.

#### 4. 결 론

Melt overflow 급냉응고법을 이용하여 Mg-5wt%Zn합금과 Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금 스트립을 제조하였고, 이 때의 응고조직관찰과 경도시험을 수행한 결과를 고찰하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Mg-5wt%Zn합금에서 냉각률의 회전속도가 증가할수록 스트립의 두께는 감소하는 경향이 있고, 또한 냉각속도는 스트립 두께의 제곱근에 반비례하므로 스트립의 두께가 작을수록 결정립 크기는 직선적으로 감소한다는 사실을 미세조직을 관찰함으로써 알 수 있었다.

2) 급냉응고된 Mg-5wt%Zn합금 스트립의 경도는 결정립크기의 제곱근에 반비례하여 급냉응고에 의한 결정립미세화의 효과로 같은 조성의 일반주조 합금보다 2배 이상의 높은 경도값을 갖는다.

3) Mg-5wt%Zn합금에 알루미늄을 첨가함으로써 2배 정도의 결정립미세화 효과를 얻어 경도가 증가함을 알 수 있으며, 결정입계를 따라 연속적인 금속간화합물이 생성됨으로서 마그네슘합금의 입계부식을 방지하여 우수한 내식성을 기대할 수 있다.

4) Mg-5wt%Zn-3wt%Al합금 스트립의 결정립계에 형성된 금속간화합물은  $a=4.733\text{\AA}$ 과  $c=7.717\text{\AA}$ 의 격자상수를 갖는 육방정 결정구조로 분석되었다.

#### 감사의 글

본 연구는 한국과학재단 특정연구 과제(93-0300-07-01-3)의 연구비 지원으로 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

#### 참고문헌

1. F. H. Froes, Y. W. Kim, and S. Krishnamurthy, Mater. Sci. Eng A117, **19** (1989).
2. G. B. Evans, "Magnesium Technology", The institute of metals, London, **103** (1987).
3. Shotaro Morozumi, J. of Japan Inst. Light Metals, **35**, 453 (1986).

4. D. L. Modike and F. Hehmann, "Magnesium Alloy and Their Application", (1992).
5. R. S. Busk and Marcel Dekker, "Magnesium Products Design", **259** (1987).
6. H. P. Goddard, "The Corrosion of Light Metals", **257** (1967).
7. Terrence M. Mackey and Thomas F. Kelly, "Compositional Profile of Rapidly Solidified Cellular Structures", *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **62**, (1986).
8. Yeon-Wook Kim, Hong-Ming Lin and Thomas F. Kelly, "Solidification Structures in Submicron Spheres of Iron-Nickel: Experimental Observations", *Acta Metallurgica*, **36(9)**, **2525** (1988).
9. T. S. Srivatsan, Li We and C. F. Chang, *J. of Materials Science*, **30**, **1832** (1995).
10. J. B. Clark, *Acta Metall.*, vol. **16**, **141** (1968).
11. T. Gasper, L. E. Hackman, S. W. Scott, D. J. Chronist and W. A. T. Clark, *Progressing of Structural Metals by Rapid Solidification*, F. H. Fores and S. J. Savage Eds., (1987).
12. T. A. Gasper, U. S. Patent **4705095**, (1987).
13. L. E. Hackman, T. A. Gasper and W. A. Baeslack, *Proceedings of the MRS International Meeting on Advanced Materials*, **3**, **591**, (1988).
14. S. Kavesh, *Metallic Glasses*, ASM Metal Park, Ohio, **36**, (1978).
15. Gasper, Thomas, Hackman, Lloyd, Sahai, Yogeshwar, Mozhi, and Clark, *Nasa Contract NSN1-17978*, Final Report (1985).
16. G. Nussbaum, G. Regazzoni, and H. Gjestland, *Proc. 47th IMA Conference, Cannes(France)*, **130** (1990).
17. I. Higashi, N. Shiotani, M. Udo, T. Mizoguchi, and H. Katoh, *J. Solid State Chem.*, **36**, **771** (1981).
18. J. B. Clar, L. Zabdyr, and Z. Moser, "Binary Alloy Phase Diagrams", 2nd Ed., T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian, and Kacpzak Eds., ASM International, Materials Park, Oh, **2571** (1990).
19. Auld, J. of *The Australian Institute of Metals*, **19**, **194** (1974).