

급속응고된 Al-Zr 합금의 시효현상에 미치는 Si첨가의 영향

최상욱* · 박흥일* · 김명호

금속 및 재료공학과

(1987. 4. 30 접수)

<초 록>

본 연구에서는 급속응고된 Al-Zr 합금의 과포화 고용도에 미치는 제 3 첨가 원소 Si의 영향 및 급속응고된 Al-Zr-Si 합금계의 시효특성에 관하여 실험적으로 조사하였다.

Twin-roller 장치에 의하여 급속응고시킨 시편의 응고속도는 10^5 K/s 정도였으며, 이때 Al기지내에 Zr은 약 1 wt.% 정도만이 과포화 고용되었다. 그러나 Si의 첨가량이 증가됨에 따라 Zr의 과포화 고용도는 증대되어 Si의 첨가량이 1 wt.% 일때 Zr은 1.7wt.% 정도 Al기지내에 완전 과포화 고용되었다. 그리고 Si의 첨가량이 증가됨에 따라 Al-Zr 합금의 미소경도는 증대되었다.

Al-1.7wt.%Zr-1.0wt.%Si 합금을 시효처리하면 Si이 우선 미세한 구상석출물을 형성하며 초기 시효경화를 일으킨 후, 잇따라 Zr의 준안정 석출물이 불연속 석출되어 성장하며 최대 시효경화를 나타냄을 알 수 있었다.

Effects of Silicon on the Ageing Phenomena of Rapidly-Solidified Al-Zr Alloys

Choi, Sang-Wook, Park, Heung-II, Kim, Myung-Ho.

Department of Metallurgy and Materials Science

(Received April 30, 1987)

<Abstract>

An experimental investigation has been made about the effects of the third alloying element silicon on the solid solubility of zirconium in the aluminium, and on the ageing phenomena of Al-Zr-Si alloys.

Rapidly solidified specimens were prepared by a twin-roller quenching apparatus in the form of long, thin ribbon, whose cooling rate was estimated to be about 10^5 K/s. Under such a cooling rate, the maximum solubility of zirconium in solid aluminum was extended to about 1.0wt.%. However, it was extended up to 1.7wt.% by addition of 1.0wt.% silicon. With the increase of silicon content, the microhardness of Al-Zr alloys were increased as well.

Ageing of supersaturated Al-1.7wt.% Zr-1.0wt.% Si solid solution appeared to occur in three sequential stages;

* 울산대학교 대학원생

- I. precipitation of silicon as fine spherical particles which harden the alloys, followed by
- II. discontinuous precipitation of metastable zirconium phases which produce remarkable age hardening of the alloys, and finally
- III. formation of coarse equilibrium zirconium phases.

1. 서 론

고농도의 천이금속을 함유한 알루미늄 합금을 급속응고 시킬 경우 기존의 구조에 의해서는 얻을 수 없는 미세한 조직과 과포화 고용체 형성에 의한 높은 강도를 얻을 수 있음은 물론, 미세한 결정립과 과포화 고용체의 시효처리에 의하여 형성된 매우 미세한 분산상의 형성에 의하여 높은 인성과 강도를 보여 준다.⁽¹⁾ 또한 이들 천이금속들은 알루미늄내에서의 고용도와 확산속도가 매우 낮아 석출상의 성장이 억제되므로 고온에서의 열안정성도 매우 높다.⁽²⁾ 그리고 알루미늄-천이금속 이원계 합금에 특정의 제3원소를 첨가시킬 경우, 시효를 지연시켜 열안정성을 더욱 높이거나 시효경화를 일으킬 수도 있음이 최근에 실험적으로 알려졌다.⁽³⁾

이들 천이금속들중 Zr은 Al원자와 과포화 고용체를 형성하며, 원질원소중 고온에서의 확산속도가 가장 작으므로 급속응고시 용질원자 집합(clustering)에 대한 저항력이 크며 고용도 확장에도 민감하다. 또한 시효경화 효과도 크게 나타나고 있다.⁽⁴⁾ 그러나 Al-Zr 합금의 시효시에는 불연속 석출물이 생성되며, 이들 불연속 석출물들은 입계를 이동시키며 cell을 형성한다.⁽⁵⁾ 이러한 입계 불연속 석출물들은 알루미늄 합금의 기계적 성질이나 물리적 성질에 나쁜 영향을 준다고 보고되고 있다.⁽⁶⁾ 따라서 제3원소 첨가로 이러한 반응을 억제시키게 된다면 기계적 성질이나 물리적 성질은 향상되어 질 것이다.

입계 불연속 석출에 미치는 제3원소 첨가의 효과중 입계 불연속 석출속도의 저하 현상은 제3원소의 입계 편석효과에 의하여 나타나고 있으며, 이는 강한 입계 편석이 입계 에너지를 낮추고, 입계 이동을 저하시키며 입계이동을 위한 활성화 에너지를 높이기 때문이라고 보고되고 있다.⁽⁶⁾ 또한 급속응고로 인한 내부 결함이나 시효전 가공에 의한 내부전위

발생은 입내 핵생성을 유도할 수도 있으며, 만약 편석 효과를 가지는 제3원소가 입계에서나 입내 결함에서 불균질 핵생성하게 되면 이들은 불연속 석출로 인한 입계 이동을 억제시키게 될 것이다.

이러한 조건을 만족시키는 원소는 Zr석출보다 입계 석출이 빨리 일어나며, 핵생성시 입계 에너지를 낮추고 Zr석출물과 Al 기지와의 계면에너지를 낮추는 원소로서 Al보다 작은 원자 반경을 가진 원소일 것이다.⁽³⁾ 따라서 이에 적합한 원소중의 하나로서 Si를 선정하여 Al-Zr-Si 합금계에 있어서 Si의 영향관계를 고찰하여 보았다.

본 연구에서는 다음 사항들을 실험적으로 조사하여 보았다.

- 가) 급속응고된 Al-Zr 합금계의 고용도에 미치는 제3 첨가 원소 Si의 영향.
- 나) 이들 급속응고된 3성분계 Al-Zr-Si 합금계의 시효특성

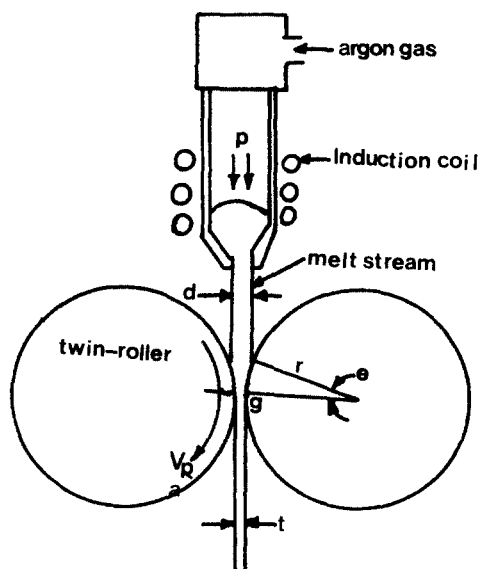
2. 실험 방법

2-1 실험 장치

본 연구에 사용된 급속응고 시편의 제조는 twin-roller quenching apparatus에 의했으며, Fig.1에 실험장치의 개략도를 나타내었다. Roller는 SKD 61 강재로 제작하였으며 합금의 용융에는 400kHz 고주파 유도로 (출력 5kw)가 사용되었다. 용융금속의 분사에는 Ar gas를 사용하였으며 노즐은 석영유리관(Quartz tube)을 가공하여 만든 것으로 노즐의 orifice는 0.6mm로 하였다.

2-2 시편 제작

각 시편을 제작하기 위하여 Al-2wt.%Zr 모합금을 제조하였으며, 이때 사용된 시료는 순도 99.9% Al



- d** ; melt stream diameter
- g** ; roller gap
- t** ; foil thickness
- r** ; roller radius
- e** ; contact angle
- w** ; rotating speed

Fig. 1. Conceptual representation of the Twin-Roller quenching apparatus.

Table 1. Condition for the preparation of specimens by a Twin-Roller quenching apparatus

Orifice diameter (mm ²)	Roller Gap (mm)	Roller Velocity (rpm)	Overhead Pressure (kg/cm ²)	Foil Width (mm)	Foil thickness (μm)
0.6	50	500	3	2	50-60

Table 2. Chemical contents of specimens (wt.%)

Sample No.	Zr	Si	Al
1	1.7	-	Rem.
2	1.7	0.5	Rem.
3	1.7	0.7	Rem.
4	1.7	1.0	Rem.
5	1.7	3.0	Rem.

과 99.9% Zr을 사용하였다. Al-1.7wt.%Zr-X wt.% Si의 3원계 합금은 이 모합금에 적정량의 Al과 Si를 첨가하여 아르곤 분위기하에서 6~7g 정도의 시편으로 만들었다. Twin-roller에 의한 급속응고 시편의 제조 조건은 Table.1과 같으며, 이때 제조된 시편의 화학성분은 Table.2와 같다.

2-3 시효처리

각 시편의 시효반응을 관찰하기 위하여 염욕내에서 등시간 시효처리를 행하였다. 이때 사용된 염욕은 KNO₃-NaNO₃ 공정조성이었으며 250℃에서 550℃까지 사용가능하였다.

1 시간 동안의 등시간 시효처리 온도는 각각 200℃, 300℃, 400℃, 450℃, 500℃ 및 550℃(각 ± 5%)이었다.

2-4 격자상수 측정

X-ray diffractometer를 이용하여 Si함량 변화에 따른 격자상수 변화를 조사하였으며, 아울러 300℃에서의 등온 시효시 각 시편에 대한 격자상수를 측정함으로써 과포화 고용된 용질원자들의 분해과정을 조사하였다.

이때 Cu target와 Ni filter를 사용하였으며 2θ의 범위는 142°~135°, 120°~110° 및 86°~80°로 변화시켜 (422), (420), (331) 면의 회절각을 얻어 최소자승법을 이용하여 각 시편의 격자상수값을 구하였다.

2-5 미소경도 측정

상온시편 및 시효처리한 시편을 cold resin으로 mounting한 후, 시편의 단면부를 연마하여 미소경도를 측정하였다. 이때 하중은 25g으로 유지시간은 각각 20초였고, 각 시편을 공히 10회 측정하여 평균값을 취하였다.

2-6 TEM 관찰

급속응고된 시편의 시효에 따른 상변화를 관찰하기 위하여 투과전자 현미경(Jeol model JEM 120C)을 사용하였다. 각 시편은 기계적 연마없이 twin-jet 방식의 연마장치에서 perchloric acid와 methanol을 1:9비로 섞은 액을 사용하였고, 양극전압차는 35~40V, 전류는 1~1.5mA로 하였으며, 온도는 -20~-10℃에서 행하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3-1 응고속도

Fig.2는 twin-roller 장치에 의하여 급속응고된 시편단면의 현미경 조적사진이다. 이에 의하면 상당히 미세한 cellular상들이 시편의 양 표면, 즉 roller와의 접촉면으로 부터 중심부를 향하여 성장하고 있음을 알 수 있다. 이 조직을 고배율로 관찰하여 본 결과 입자크기는 1~2 μ m 정도였으며, 이를 응고속도와 미세 수지상정간의 관계식⁽⁷⁾에 의하여 계산하여 본 결과 본 시편의 응고속도는 약 10⁵ K/s 정도임을 알 수 있었다. 이러한 응고속도에 관하여 이론적으로 고찰해 보기 위하여 용융금속이 700℃에서 100℃ 이하로 급속히 냉각되었다는 가정하여 다음과 같이 계산하여 보았다. 즉 Fig. 1으로 부터 알 수 있는 바와 같이 시료와 roller사이의 접촉거리(*l*)는 식 (1)과 같이, 그리고 roll면의 선속도 *V_r*은 식 (2)와 같이 나타낼 수 있다. 따라서 용융금속과 roller사이의 접촉시간(τ)은 다음의 식 (3)과 같이 나타낼 수 있다.

$$l = \frac{\pi}{180} \cdot \theta \cdot r \tag{1}$$

$$V_r = 2\pi r \cdot \frac{\omega}{60} \tag{2}$$

$$\tau = \frac{l}{V_r} = \frac{\theta}{6\omega} \tag{3}$$

단,

ω : rotating speed(rpm)

d: diameter of melt stream

g: roller gap

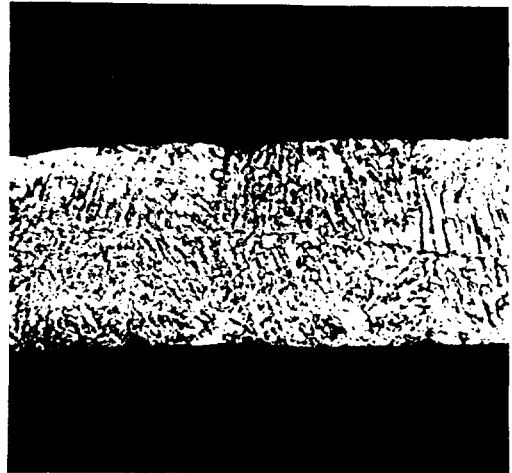
r: radius of roller

θ : contact angle [=arc cos(1 - $\frac{d-g}{2r}$)]

Table.1에 나타낸 실험조건에 따라 *d*=0.6mm, *g*=0.05mm, *r*=40mm 및 ω =500rpm을 식 (3)에 대입하여 계산해 보면 접촉시간(τ)은 0.0022sec.로 계산된다. 그러므로 응고속도($T = \Delta T / \tau$)는 약 2.7 \times 10⁵K/s 정도로 계산되며, 이는 앞의 조직관찰에 의하여 실험적으로 추정된 응고속도~10⁵K/s와 매우 잘 일치함을 알 수 있다.

3-2 고용도 관계

Al-1.7wt.%Zr 합금 및 이 합금에 Si를 각각 0.5



X 500

Fig. 2. Microstructure of rapidly solidified Al-1.7wt.%Zr-1.0wt.%Si

wt.%, 0.7wt.%, 1.0wt.% 및 3.0wt.% 첨가한 3원계 합금에 대하여 측정된 격자상수 값들이 Fig.3에 나타나 있다. 이에 의하면 Al-1.7wt.%Zr(0.5at% Zr) 2원계 합금의 경우 그 격자상수는 Sahin⁽⁷⁾등이 보고한 Al-Zr 합금의 용질 고용도에 따른 기지조직의 격자상수 변화에서 추정되는 값보다 작은 값, 즉 Zr을 약 1.0wt.%(0.3at.%) 고용했을 때의 값을 나타내고 있다. 그러나 이 합금에 Si의 첨가량을 1.0wt.%까지 증가시키에 따라 격자상수는 서서히 증가하였으며, Si이 3.0wt.% 첨가된 경우에는 오히려 Si이 1.0wt.% 첨가된 경우보다 격자상수 값이 감소하였음을 알 수 있다.

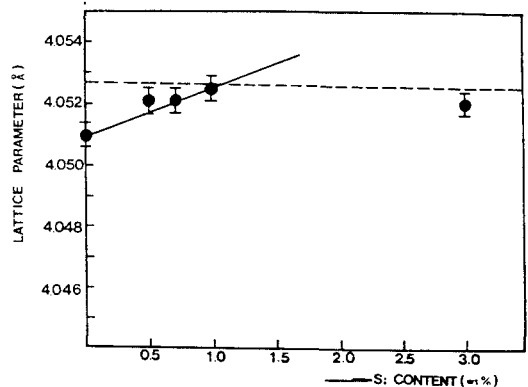


Fig. 3. Lattice parameter as a function of Si Contents for Al-1.7wt.%Zr-Xwt.% Si solid solution

이러한 결과에 대하여 그 이유를 다음과 같이 고찰하여 보았다. 즉 Al-Zr 이원합금계는 고용된 Zr의 함량이 증가함에 따라 기지조직의 격자상수는 증가하며, 이에반하여 Al-Si 격자상수는 감소한다. 이는 Al의 원자반경이 1.43Å이며 Zr과 Si의 원자반경이 각각 1.59Å과 1.18Å 임을 고려할 때 쉽게 이해할 수 있다.

그런데 본 실험의 경우 Al-1.7wt.%Zr합금계에 있어 Si의 함량이 1.0wt.%까지 증가함에 따라 기지조직의 격자상수는 오히려 증가하고 있으며, 이러한 결과는 Si의 첨가에 의하여 Al 기지내에 고용된 Zr의 농도가 높아졌기 때문이라고 생각된다. 다시 말하면 그 응고속도가 10⁵K/s정도일 twin-roller를 이용한 급속응고에 의해서는 Al-1.7wt.% Zr 합금내의 Zr원자들은 Al 기지조직내에 완전 고용되지 못하고, 본 연구에 의하면 약 1.0wt.% Zr 정도만 고용되며, 여기에 Si이 첨가되면 Zr 고용도가 증대되어 Al 기지조직의 격자상수는 증가하는 것으로 사료된다. 그리고 Si이 3.0wt.% 첨가된 합금의 경우 그 격자상수 값은 Si이 1.0wt.% 첨가된 합금의 경우보다 더 작아지는데, 이는 Si이 1.0wt.% 정도만 첨가되어도 총량이 1.7wt.%인 Zr은 Al 기지조직내에 완전고용이 이루어지며, 더 이상 고용될 Zr이 없는 상태에서 Si이 계속 첨가되면 전체 격자상수는 감소하게 되기 때문일 것이다.

3-3 Al-Zr-Si 합금계의 시효현상

3-3-1 등시간 시효에 따른 미소경도의 변화

Al-Zr 및 Al-Zr-Si 합금계의 1시간 동안의 시효시 시효온도에 따른 미소경도 변화가 Fig.4에 나타나 있다.

Al-1.7wt.%Zr 합금은 300°C에서 경화가 시작되어 400°C에서 최대 경도값을 가지다가 500°C에서는 급격히 경도가 떨어져 과시효 상태가 됨을 알 수 있다. 그리고 이 Al-Zr 합금에 Si를 각각 0.5, 0.7 및 1.0wt.% 첨가한 합금계들은 최대경도값을 나타내는 온도와 과시효가 나타나는 온도의 양상이 Al-1.7wt.%Zr 2원계 합금과 거의 같으나, 시효경화가 시작되는 온도는 조금 빨라져 200°C부터 실질적인 경화가 시작됨을 알 수 있다. 또한 Si의 첨가량이 증가함에 따라 미소경도 값은 상승하였으며, 이는 Si

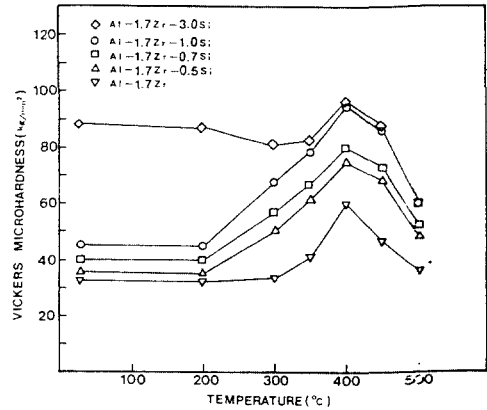


Fig. 4. Microhardness of ternary alloy systems as a function of temperature for isochronal(1hr) ageing

의 고용에 따른 고용경화 현상으로 여겨진다. 이와 같이 Si를 첨가한 합금이 Si를 첨가하지 않은 합금보다 경화가 일찍 시작되는 이유를 규명하기 위하여 Si이 1.0wt.% 첨가된 Al-Zr-Si 합금을 300°C에서 항온 열처리한 후 시효시간에 따른 기지조직의 격자상수 변화와 미소경도 변화를 비교하여 보았으며, 그 결과가 Fig.5에 나타나 있다. 이에 의하면 기지조

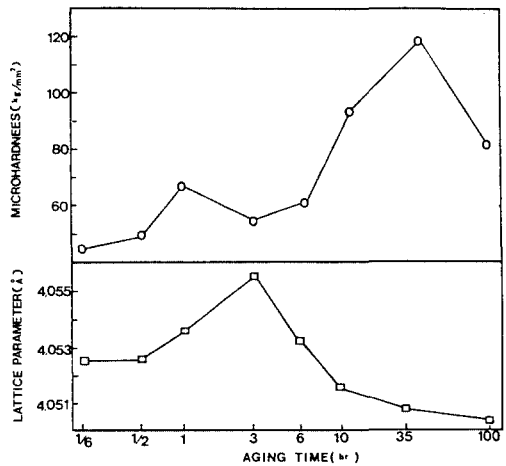


Fig. 5. The change of microhardness and lattice parameter as a function of ageing time for rapidly solidified Al-1.7wt.% Zr-1.0 wt.% Si alloy

직의 격자상수 값은 시효시간 30분까지는 변화가 없으며, 그후 서서히 증가하여 3시간을 고비로 감소

하기 시작하며, 미소경도 값은 시효시간 1시간과 35시간 부근에서 각각 peak치를 나타낼 수 있었다. 이러한 결과는 Si과 Zr이 Al과포화 고용체로부터 각각 독립적으로 시차를 두고 석출함에 기인한다고 여겨진다. 즉 Al에 고용된 Si과 Zr중 시효초기에는 원자 반경이 작은 Si이 먼저 석출하므로서 Al 고용체의 격자상수는 증가하였으며, 시효 후기에는 원자 반경이 큰 안정한 Zr이 석출을 시작하므로서 Al기조직의 격자상수는 감소하여 결국 순수한 Al기조직의 격자상수 값에 접근한 것이라 여겨진다. 이와같이 Si이 Zr에 선행하여 석출하는 현상은 Al기에서의 확산속도를 비교하여 볼 때 Si이 Zr보다 10^7 배 정도 빠르기⁽⁸⁾ 때문이라 여겨진다. 따라서 Al-Zr-Si 합금계에 있어서 200°C 부근에서의 경화현상은 Zr 석출물에 의한 것이라고 판단된다. 물론 이러한 Si과 Zr의 석출시 나타나는 석출상의 구조에 관하여는 TEM을 이용한 조직적인 연구가 계속되어야 할 것이다.

그리고 Si이 3.0wt.% 첨가된 합금의 경우 300°C 부근에서의 경도값은 상온에서의 경도값보다 약간 낮아지며, 400°C 부근에서 나타나는 최대 경도값도 Si이 1.0wt.% 첨가된 합금의 경우와 거의 같은 값을 나타낼 수 있다. 이러한 300°C 부근에서의 경도값 강하는 응고시 고용되지 못하고 입계에 편석되었던 Si의 입계 망상 편석물들이 이 온도에서 성장하여 조대화 됨⁽⁹⁾에 기인한다고 여겨진다. 또한 최대 경도값의 크기가 1.0wt.%Si이 첨가된 합금과 거의 같게 나타남은 Al 기지내에 고용된 후 시효시 석출되는 Zr 석출물의 양이 두 합금 모두 같기 때문으로 여겨진다. 즉 앞절에서 설명한 바와 같이 Si이 1.0wt.%이상 첨가되면 두 합금계에 각각 들어있는 1.7wt.%의 Zr은 모두 Al기내에 완전고용이 이루어 지므로 시효시 양합금 모두 같은 양, 즉 1.7wt.% 만큼의 Zr이 석출에 수반되기 때문에 Zr의 석출 경화에 의한 경도값의 크기는 서로 같아진 것으로 판단된다.

3-3-2 등시간 시효에 따른 상변화

Al-1.7wt.%Zr-1.0wt.%Si 합금계를 각 온도에서 1시간씩 등온 시효처리하여 나타난 상변화가 Fig.6에 나타나 있다. 응고상태하(Fig. 6. A)에서는 미세한 편석물들이 입계를 따라 소량 분포되어 있으며

입내에는 존재하지 않고 있다. 이러한 미세 편석 입자들은 급속응고시 미응고된 것으로써 200°C (Fig. 6. B)에서 응집되어 원형 석출물 형태로 되는 것으로 보아 Si 입자들이라 생각된다. 300°C (Fig. 6. C)에서는 그 크기가 $100\text{Å} \sim 200\text{Å}$ 정도인 구형의 Si 석출물이 입계나 입내에도 생성됨을 알 수 있다. 이들 석출물들은 입계에서 응집된 입자이거나 새로이 석출된 석출물이라 여겨지며 Fig.4에 나타난 300°C에서의 경도값 증가는 이들 석출물에 의하여 일어나는 것으로 여겨진다.

350°C에서 1시간 시효처리한 조직사진이 Fig. 6. D와 Fig. 6. E에 나타나 있다. 이에 의하면 Si 석출물이 $1000 \sim 2000\text{Å}$ 의 조대한 구형이나 괴상(chunky)으로 석출되어 있으며 Zr이 불연속 석출하기 시작하였음을 알 수 있다. Fig. 6. D에 의하면 cell 1에서 생성된 Zr 석출상이 cell 2 쪽으로 불연속 석출 성장을 진행하면서 입계를 끌고 나가고 있음을 알 수 있다. 그리고 Fig. 6. E에서도 입내에서 생성된 Zr의 불연속 석출상이 fan 모양으로 A에서 B방향으로 성장하면서 입계를 끌고 나가고 있음이 나타나 있다. 이러한 석출상들은 침상형태로 가지를 만들면서 성장되고 있으며, 또한 이들은 입계에서 생성된 것이 아니고 입내에서 생성되어 성장하고 있다. Nes & Billdal의 모델⁽⁹⁾에 의하면 불연속 석출물의 branching 현상은 입계 석출시에 나타나고 있으나, 본 관찰에 의하면 입내에서도 branching 현상이 나타나고 있으며, 성장시 입계를 만나게 되면 Nes & Billdal의 모델에 따라 성장되지 않나 생각된다. 또한 이러한 불연속 석출상은 성장방향으로 기지조직과 반정합(semicoherent)관계를 가지고 있다고 한다.⁽¹⁰⁾ 이와같이 Zr의 불연속 석출물이 침상형태를 가짐은 석출물 형성에 있어서 표면 에너지를 적게 하여 성장되기 위해서이며, 이러한 석출물이 기지조직과 반정합 관계를 가지게 되므로 석출경화 현상이 나타난다고 여겨진다.

그리고 Fig. 6. D에 의하면 Zr의 불연속 석출상이 Si 석출상을 넘어서 입계를 이동시키며 성장함을 알 수 있는데, 이는 Zr의 침상 석출물이 입체적으로 성장하고 있으므로, Si 석출물 부근은 입계 이동이 저지되나 전체적으로는 입계를 계속 이동시키고 있다고 생각된다. 그러나 이들 Si 석출물이 입계에 많이 석출하게 되면 입계 이동은 억제될 것으로 생각된다.

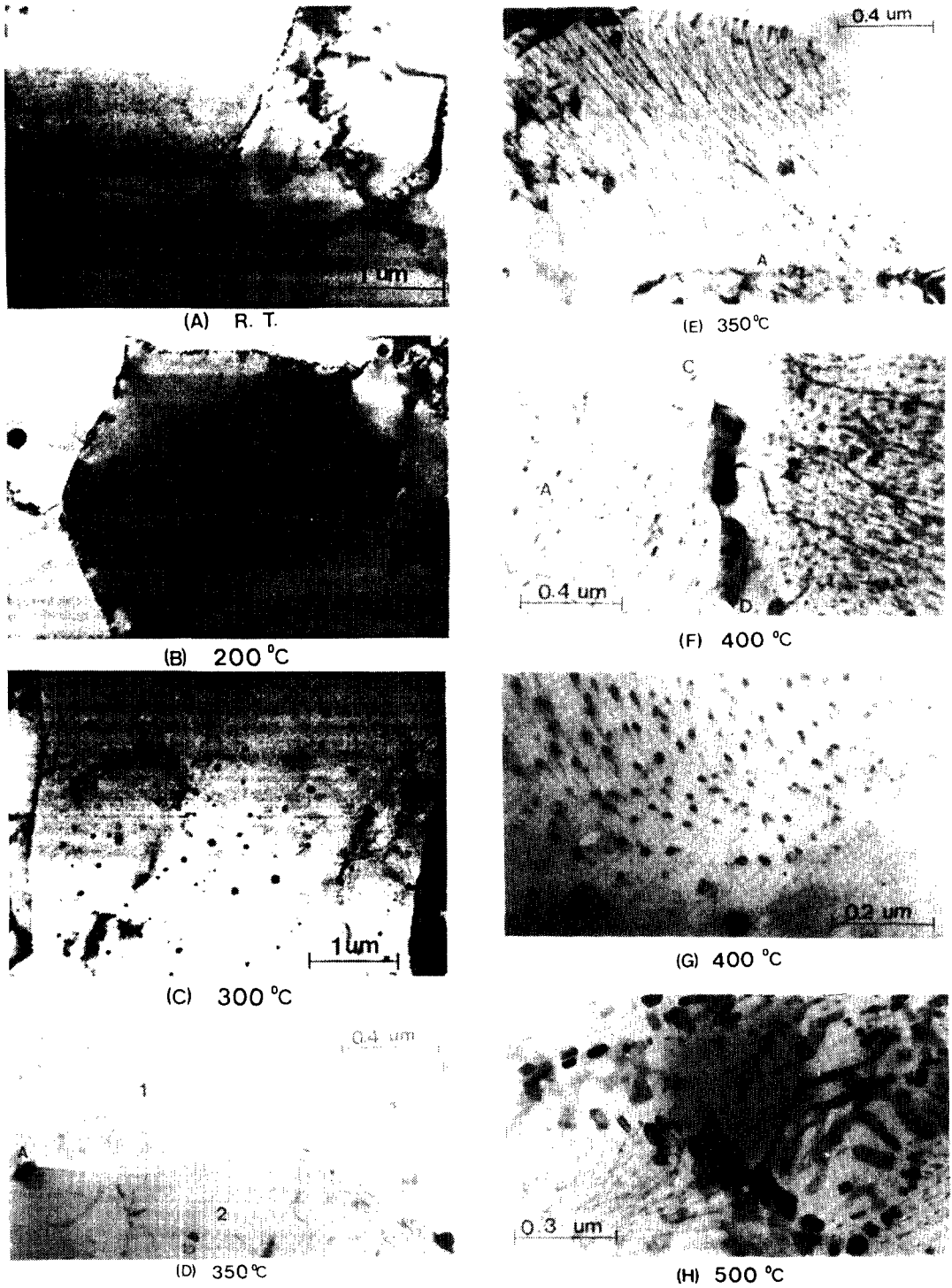


Fig. 6. Transmission electromicrograph of Al-1.7wt% Zr-1.0wt.% Si aged for 1hr.

400°C에서 1 시간 동안 시효처리한 조직이 Fig. 6. F와 Fig. 6. G에 나타나 있다. Fig. 6. F에 의하면 입자 A내의 Zr불연속 석출상이 입자 B의 방향으로 성장하여 C에서 D로 이어지는 입계를 이동시키려 하나 2개의 조대한 Si 석출상에 의하여 저지되고 있다. 이들 Zr 불연속 석출상의 형태는 앞의 Fig. 6. D와 Fig. 6. E와 비교하여 볼 때 다음과 같은 차이점을 알 수 있다. 즉 불연속 석출물이 branching 현상을 보이지 않고 석출 핵생성자리에서 그대로 침상 형태를 취하며, 하나의 석출물로서 성장하고 있다. 그리고 입자 A내에서 보다도 입자 B내에 석출물의 밀도가 더 높으며 또한 Si의 석출상도 입자 B쪽에 더 많이 형성되어 있음을 알 수 있다. 이러한 석출 형태의 변화는 용질의 과포화도에 의존한다고 보고 되고 있는데⁽¹¹⁾, 과포화도가 큰 부분에서는 불연속 석출물이 생성되며 과포화도가 낮은 곳에서는 구형의 석출물이 생성된다고 한다. 그리고 입계 CD 부분에서 P.F.Z.도 보이는데 이는 급속응고된 Al 시편의 경우 25°C의 pre-ageing에 의하여서도 입계 주변의 공공(vacancy)이 입계로 빠져나가므로서 석출물의 불균질 핵생성 자리가 적어지므로⁽¹²⁾ 이러한 입계 부분에서는 과포화 용질 원소가 석출하기 어렵기 때문으로 여겨진다. 마찬가지로 Si 석출상도 시효 초기에 입내에서 보다 입계에서 더욱 쉽게 핵생성하고 성장하여 하나의 커다란 균집체를 형성하게 된다고 생각된다. Fig. 6. G는 입자A의 입내를 고배율로 관찰한 것으로서 약 500 Å 정도의 Si 석출상과 침상형태로 자라고 있는 구형의 Zr 석출물이 보이고 있다. 이들 Zr 석출물의 크기는 약 100~200 Å 정도인 점으로 미루어 보아 이들은 Zr 석출물의 핵으로 여겨지며 이들이 침상형태로 자라면서 기지조직과 반정합관계를 유지하므로, Fig. 4에 나타난 최대 시효 경화를 일으킨 것으로 여겨진다.

500°C에서 시효처리한 상조직이 Fig. 6. H에 나타나 있다. 이에 의하면 부채살 모양의 Zr 불연속 석출상이 입내에 보이며 입계 부근에는 조대한 석출물들이 밀집하여 모여 있다. 이들 조대한 석출물들은 Si 석출물이거나 또는 Zr의 안정상들이라고 생각된다. 이러한 조대한 석출상들은 기지조직과 부정합관계(incoherent)를 유지하므로 시효 경화성은 없을 것이다. 따라서 500°C에서 1 시간 동안 시효처리된 Al-Zr 합금은 과시효 상태가 될 것으로 여겨진다.

이상의 상조직 관찰에서 알 수 있듯이 Al-1.7 wt. %Zr-1.0wt. %Si 합금을 시효처리하면, Si이 먼저 석출하여 천이상의 구형 석출물을 형성하고 이들이 초기 시효 현상을 일으킨다. 그리고 이들 Si 석출상은 조대하게 계속 성장하며 이때 Zr의 불안정 석출물이 침상 형태로 생성되어 성장되며 기지조직과 반정합 상태를 가지므로 이 합금계는 이때 최대의 시효 경화 현상을 나타내며, 이들 Zr 석출물이 조대하게 성장되면서 평형 석출물을 형성하면 기지조직과의 정합성은 소실되어 과시효가 일어나는 것으로 여겨진다.

4. 결 론

급속응고된 Al-Zr 합금의 고용도 및 시효 현상에 미치는 Si의 영향관계를 실험적으로 조사하여 본 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) Twin-roller 장치에 의하여 급속응고시킨 시편의 응고속도는 10°K/s 정도이었다.
- 2) 10°K/s 정도의 응고속도하에서는 Al기지내에 Zr은 약 1 wt. % 정도까지 과포화 고용되며, Si의 첨가량이 증가됨에 따라 Zr의 과포화 고용도는 증대되어 Si의 첨가량이 1 wt. % 정도 일 때 1.7wt. %의 Zr이 Al 기지내에 완전 과포화 고용되었다.
- 3) Si의 첨가량이 증가됨에 따라 Al-Zr 합금의 미소경도는 증대되었다.
- 4) Al-1.7wt. %Zr-1.0wt. %Si 합금을 시효 처리하면, Si이 우선 석출하여 미세한 구형 석출물을 형성하여 초기 시효경화를 일으킨다. 이따라 Zr의 준안정 석출물이 불연속 석출되어 성장하며 이때 최대 시효 경화 효과를 나타낸다. 결국 이들 Zr 석출물들은 성장하여 조대한 평형상을 유지한다.

후 기

본 연구는 한국과학재단에서 지원한 연구비로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- 1) Jones, H., Rapid Solidification of Metals and

- Alloys, The Institute of Metallurgists, The Chameleon Press Ltd., pp63-67 London (1982).
- 2) Jones, H., Aluminum, 54, 274 (1978).
 - 3) Midson, S.P., Ph.D. Thesis, Univ. of Sheffield (1982).
 - 4) Ohashi, T. & Ichikawa, R., J. Japan. Inst. Met., 34, 604 (1970).
 - 5) Ens, E. & Billdal, H., Acta Met., 1039 (1977).
 - 6) Williams, D.B. & Butler, E.P., Int. Met. Rev., 3, 153 (1981).
 - 7) Sahin, E. & Jones, H., Rapidly Quenched Metals III, The Metals Society, London, 138 (1978).
 - 8) Mondolfo, L.F., Aluminium Alloys, London, Butterworth, 24 (1976).
 - 9) Nes, E. & Billdal, H., Acta Met., 25, 1031 (1977).
 - 10) Ozawa, E. & Kimura, Acta Met., 18, 995 (1970).
 - 11) Ryum, N., Acta Met., 17, 3 (1969).
 - 12) Kozak, M.J., Scripta Met., 1, 365 (1973).