

## SPEX mill을 이용한 $Al_3Hf$ 및 $Al_3Ta$ 금속간화합물의 기계적합금화 거동과 $L1_2$ 상형성에 미치는 제 3 원소 첨가의 영향

이성훈 · 최종현 · 김준기 · 김선진

한양대학교 공과대학 재료공학부

### Mechanical Alloying Behavior of $Al_3Hf$ and $Al_3Ta$ Intermetallic Compounds by SPEX Mill and the Effect of Ternary Additions on the Formation of $L1_2$ Phase

Sung-Hoon Lee, Jong-Hyun Choi, Jun-Ki Kim and Seon-Jin Kim

Division of Materials Science and Engineering, Hanyang University, Seoul, Korea

(2000년 4월 12일 받음, 2000년 7월 18일 최종수정본 받음)

**초 목** 고온구조용 재료로의 사용이 기대되는  $Al_3Hf$  및  $Al_3Ta$  금속간화합물의 연성을 향상시키기 위하여 SPEX mill을 이용한 기계적합금화시  $L1_2$  상의 생성거동과 이에 미치는 제 3 원소의 영향을 조사하였다. Al-25% Hf 혼합분말의 경우에는 기계적합금화 6시간부터  $L1_2$   $Al_3Hf$  금속간화합물이 생성되었으나, Al-25% Ta의 경우에는 30시간까지도  $D0_{22}$   $Al_3Ta$  금속간화합물만 생성되었고  $L1_2$  상은 생성되지 않았다. Al-12.5%M-25%Ta (M=Cu, Zn, Mn, Fe, Ni) 조성으로 제 3 원소를 첨가하여 20시간 동안 기계적합금화한 결과 Cu와 Zn의 경우에는  $D0_{22}$  구조의 금속간화합물만 생성되었고, Mn, Fe, Ni를 첨가한 경우에는 600°C에서 등온열처리 후  $D0_{22}$  상으로 상변태되는 비정질상이 생성된 것으로 보아 이러한 제 3 원소의 첨가는  $Al_3Ta$ 에 있어서  $L1_2$  상과  $D0_{22}$  상 간의 에너지 차이를 극복하지 못한 것으로 생각된다. 한편, Al-12.5%M-25%Hf 조성으로 Cu와 Zn를 첨가한 경우에는 2 원계와 마찬가지로  $L1_2$  구조의 금속간화합물이 생성되었으나, Mn, Fe, Ni를 첨가한 경우에는 Al-12.5%M-25%Ta (M=Cu, Zn, Mn, Fe, Ni) 계와 같이 비정질이 생성된 것으로 보아 Ni, Mn, Fe는  $Al_3X$  금속간화합물을 비정질화시키는 경향이 강한 것으로 생각된다.

**Abstract** To improve the ductility of  $Al_3Hf$  and  $Al_3Ta$  intermetallic compounds, which are the potential high temperature structural materials, the mechanical alloying behaviour and the effect of ternary additions on the  $L1_2$  phase formation were investigated. During the mechanical alloying by the SPEX mill, the  $L1_2$   $Al_3Hf$  intermetallic compound was formed after 6 hours of milling in Al-25% Hf system. In Al-25% Ta system, however, only the  $D0_{22}$   $Al_3Ta$  intermetallic compound was formed until 30 hours of milling and the  $L1_2$  phase was not observed. In Al-12.5%M-25%Ta (M=Cu, Zn, Mn, Fe, Ni) systems, the additions of Cu and Zn had no effect on the  $D0_{22}$  structure of the binary  $Al_3Ta$  and the additions of Mn, Fe and Ni produced the amorphous phase. Therefore it was considered that these ternary additions could not overcome the energy difference between  $L1_2$  and  $D0_{22}$  structures in the  $Al_3Ta$  intermetallic compound. In Al-12.5%M-25%Hf (M=Cu, Zn, Mn, Fe, Ni) systems, the additions of Cu and Zn did not affect the  $L1_2$  structure of the binary  $Al_3Hf$  but the additions of Mn, Fe and Ni produced the amorphous phase as they did in Al-12.5%M-25%Ta systems. Therefore, it was considered that the Ni, Mn and Fe additions promote the formation of amorphous phase in  $Al_3X$  intermetallic compounds.

**Key words** : intermetallic compound, aluminide, mechanical alloying,  $L1_2$  structure

### 1. 서 론

알루미늄과 IV-A 및 V-A 족 원소들은 알루미늄아이드(aluminide)라고 불리는 금속간화합물을 형성하는데, 이들은 경량이면서 높은 용점을 가져 항공기 또는 각종 엔진에 적용할 수 있는 고온 구조용 재료로의 활용이 기대되고 있다.<sup>1,2)</sup> 알루미늄아이드의 종류로는 원자비에 따라  $AlX_3$ ,  $AlX$ ,  $Al_3X$ 가 있는데, 기존의 연구는 높은 용점을 가지면서 비교적 넓은 조성범위를 가져 제조가 용이한  $AlX$  및  $AlX_3$ 에 집중되어 왔다.<sup>3,4)</sup> 그러나, Al의 함량이 높은  $Al_3X$  금속

간화합물, 즉 trialuminide는  $AlX$  및  $AlX_3$  금속간화합물에 비해 낮은 밀도를 가지며 효과적인 산화방지막으로 작용하는  $Al_2O_3$ 의 생성이 용이하여 우수한 내산화성을 가질 것으로 예상되고 있어 최근에 많은 연구가 진행되고 있다.<sup>1,2)</sup>

$Al_3X$  금속간화합물은  $AlX$ 나  $AlX_3$  금속간화합물과 마찬가지로 상온에서 매우 낮은 연성을 보이는 것으로 보고되고 있어  $Al_3X$  금속간화합물의 낮은 연성을 향상시키기 위하여 그림 1(a)와 같은 cubic  $L1_2$  구조를 생성시키거나 결정립을 미세화시키는 등의 방법이 연구되고 있다.<sup>5)</sup>  $Al_3X$  금속간화합물의 안정상은 그림 1(b), (c)와 같은 tetragonal

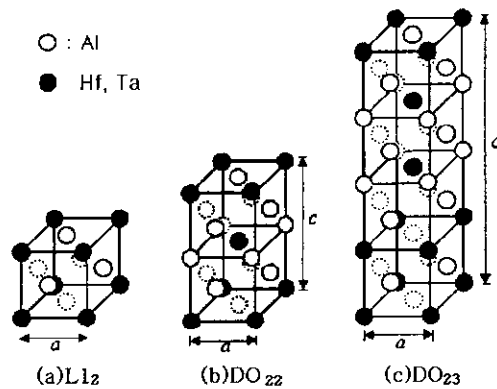


Fig. 1. Unit cells of the  $L1_2$ ,  $D0_{22}$  and  $D0_{23}$  structures.

$D0_{22}$  또는  $D0_{23}$  구조이지만 준안정상인 cubic  $L1_2$  구조를 가질 수 있는데, 이러한  $L1_2$  구조는 안정상인  $D0_{22}$  또는  $D0_{23}$  구조에 비해 대칭성이 높아 슬립계가 증가되어 연성이 향상될 수 있을 것으로 기대되고 있다.<sup>5)</sup>  $L1_2$  상은 안정상인  $D0_{22}$  또는  $D0_{23}$  상과의 에너지 차이가 크지 않을 경우에 급속 냉각이나 기계적합금화와 같은 방법으로 제조가 가능한 것으로 보고되고 있으며<sup>2,7)</sup>, 제3 원소 첨가는  $L1_2$  상의 생성에 영향을 미치는 것으로 알려져 있다.<sup>5,9)</sup> 한편 결정립 미세화는 입계 sliding이나 diffusional creep을 증가시켜 추가적인 연성 향상을 얻을 수 있을 것으로 기대되고 있다.<sup>10-12)</sup>

$Al_3X$  금속간화합물 중에서  $Al_3Hf$ 과  $Al_3Ta$ 은 비교적 많은 연구가 이루어진  $Al_3Ti$ (용점  $1350^\circ C$ )에 비해 높은  $1590^\circ C$ 와  $1530^\circ C$ 의 용점을 가져 보다 높은 온도에 대한 구조용 재료로의 활용이 기대되는 금속간화합물이다.  $Al_3Hf$ 의 경우에는 Schwarz 등<sup>13)</sup>에 의해  $L1_2$  구조의  $Al_3Hf$  금속간화합물이 기계적합금화법으로 제조된 예가 보고되어 있으며, Desch<sup>14)</sup>는 기계적합금화로 제조된  $L1_2$   $Al_3Hf$  금속간화합물의 DSC 분석을 통해  $L1_2$  구조가 약  $400^\circ C$  정도까지 안정한 것으로 보고한 바 있다. 이와 같이  $L1_2$   $Al_3Hf$ 은 고온 구조재료로서 실용화가 곤란한 매우 낮은 열적 안정성을 보이지만,  $Al_3Zr$ 의 경우 Cu를 첨가함에 따라  $L1_2$  구조의 안정 온도가 약  $1300^\circ C$ 까지 크게 확장된 것을 고려하면<sup>5)</sup>  $Al_3Hf$ 의 경우에도 제3 원소 첨가를 통해  $L1_2$  구조의 열적 안정성을 향상시킬 수 있을 것으로 기대된다. 그러나  $Al_3Hf$ 에 있어서는 아직 제3 원소의 첨가가 기계적합금화 및  $L1_2$  상 형성 거동에 미치는 영향이 조사되지 않은 상태이다. 한편, Al-Ta계의 경우는 주조시 조대한 dendrite가 생성되는 등<sup>2)</sup> 주조 방법으로는 제조가 어려워 연구된 예가 거의 없고, 기계적합금화 방법을 통한 금속간화합물의 제조 연구도 아직 보고된 바가 없는 상태이다.

본 연구에서는  $L1_2$  구조를 갖는  $Al_3Hf$  및  $Al_3Ta$  금속간화합물의 제조를 위해 SPEX mill을 이용한 기계적합금화 시  $L1_2$ 상 형성 거동 및 결정립 미세화 거동을 조사하였고 Mn, Fe, Ni, Cu, Zn 등의 제3 원소 첨가가  $L1_2$  상의 형성 거동에 미치는 영향을 조사하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 Al, Ta, Hf 원료분말의 순도는 각각 99.99%, 99.98%, 98%이었고, 분말의 입도는 모두 -325mesh였다. 제3 원소의 첨가가  $L1_2$ 상 형성 거동에 미치는 영향을 조사하기 위해 사용된 Mn, Fe, Ni, Cu, Zn 분말들도 모두 순도 99% 이상의 -325mesh 입도를 갖는 분말을 사용하였다. 원료분말의 혼합비는 2원계의 경우 Al:X (X=Hf, Ta) 원자비를 3:1로 하였으며, 3원계의 경우에는 Al:Y:X (Y=Mn, Fe, Ni, Cu, Zn) 원자비를 5:1:2로 하여 12.5at.%의 제3 원소를 첨가하였다.

기계적합금화는 SPEX 8000D mill을 이용하여 수행하였으며, 1/8inch 볼 4개와 1/4inch 볼 2개를 함께 사용하였다. 볼과 용기의 재질은 오염을 방지하기 위해 열처리강 (SKD11)을 사용하였다. 볼 대 분말의 장입무게비는 5:1로 하였으며, 분말의 과잉 압축을 방지하기 위해 분말 총량의 1wt.%만큼 스테아린산을 첨가하였다. 원료분말의 장입 및 밀봉과정은 기계적합금화 시 산화를 방지하기 위해 Ar 분위기의 glove box 내에서 수행하였다.

2원계 Al-25% Hf 및 Al-25% Ta 원료분말의 기계적합금화 거동은 1시간에서 30시간까지 여러 시간에 대해 기계적합금화를 수행하여 조사하였다. 기계적합금화한 분말의 상분석과 결정립 크기는 monochromated  $CuK\alpha$ 선 ( $\lambda=0.1542nm$ )을 사용한 Rigaku사의 RAD-C X선 회절기를 사용하여 조사하였다. 준안정상인 cubic  $L1_2$  상의 존재는 Hong 등<sup>15)</sup>이 ion induced reaction으로 제조한  $L1_2$   $Al_3Hf$ 과, Schwarz 등<sup>13)</sup>이 기계적합금화로 제조한  $L1_2$   $Al_3Hf$ 의 격자상수를 적용하여 계산한 회절각과 atomic scattering factor, multiplicity factor, Lorentz-polarization factor를 적용시켜 계산한 각 회절 peak의 intensity를 측정된 X선 회절 패턴과 비교하여 확인하였다. 기계적합금화한 분말의 결정립 크기는 측정된 회절 peak의 반각 폭으로부터 Hall-Williamson 식<sup>16)</sup>을 적용하여 계산하였다. 기계적합금화 시간에 따른 분말의 형상은 JEOL사의 JSM-5410LV 주사전자현미경을 사용하여 관찰하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 2원계 $Al_3Hf$ 및 $Al_3Ta$ 의 기계적합금화 거동

Al-25% Hf과 Al-25% Ta 2원계 분말의 milling 시간에 따른 XRD pattern의 변화를 각각 그림 2와 그림 3에 나타내었다. 그림 2의 Al-25% Hf의 경우 3시간 milling한 분말의 XRD pattern에서는 원료 분말인 Al과 Hf의 peak이 관찰되고 있으나 6시간 milling후에는 Al과 Hf의 peak이 사라지고 새로운 상이 생성된 것을 볼 수 있다. Schwarz 등<sup>13)</sup>에 의하면 SPEX mill을 이용한 기계적합금화를 통해 준안정상인  $L1_2$  구조의  $Al_3Hf$ ,  $Al_3Ti$ ,  $Al_3Zr$  금속간화합물이 제조된 것이 보고되어 있으며 이 때  $L1_2$   $Al_3Hf$ 의 격자상수는  $4.048\text{ \AA}$ 으로 보고되었다. 또한 Hong 등<sup>15)</sup>은 ion-induced thin film 방법을 이용하여  $Al_3Hf$  금속간화합물을 제조하였으며 이 때의 격자상수는  $4.08 \pm 0.01\text{ \AA}$ 으

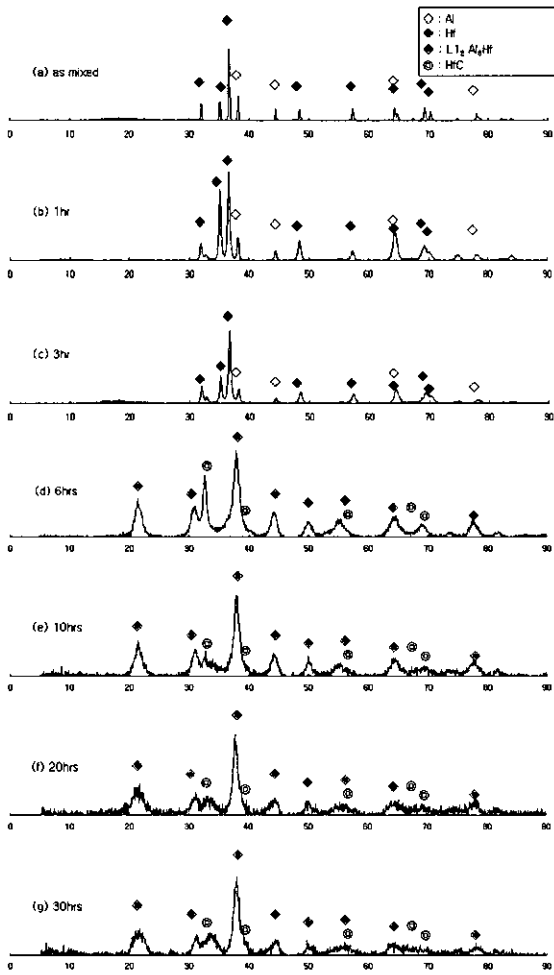


Fig. 2. XRD patterns of Al-25%Hf powders after the various milling times.

로 보고되었다. 이들에 의해 보고된 격자상수를 이용해서 6시간 milling 후 나타난 상을 분석한 결과 Hong 등의 실험 결과와 비슷한 4.079 Å의 격자상수를 갖는  $L_{12} Al_3Hf$  상임을 확인할 수 있었다. 그림 2에서 6시간의 기계적합금화 과정에서 생성된  $L_{12} Al_3Hf$ 은 30시간까지의 기계적합금화에서도 상변화 없이 유지되는 것을 볼 수 있다.

그림 3에 나타낸 Al-25%Ta의 경우에도 3시간 기계적합금화 후에는 Al-25%Hf와 마찬가지로 Al과 Ta 원료분말의 peak이 나타나지만 6시간 기계적합금화한 분말부터는  $D_{022}$  구조의  $Al_3Ta$  금속간화합물 ( $a=3.842 \text{ \AA}$ ,  $c=8.553 \text{ \AA}$ ; JCPDS card 2-1128)이 생성되는 것을 볼 수 있다. 원료분말인 Ta의 peak은  $D_{022} Al_3Ta$ 가 생성된 이후인 10시간까지 잔류하였으나 20시간 이후에는 완전히 사라진 것을 볼 수 있다. Al-25%Ta에서는 30시간 기계적합금화한 분말에서도  $D_{022}$  구조만 관찰되고  $L_{12}$  구조 또는  $D_{023}$  구조의 금속간화합물은 관찰되지 않았다. 이로 보아, 30시간까지의 SPEX mill을 이용한 기계적합금화를 통해서  $L_{12}$  구조의  $Al_3Ta$  금속간화합물이 생성되지 않는 것으로 생각된다.

Carlsson 등<sup>16)</sup>은  $Al_3X$  금속간화합물의  $L_{12}$ 상 형성 경향

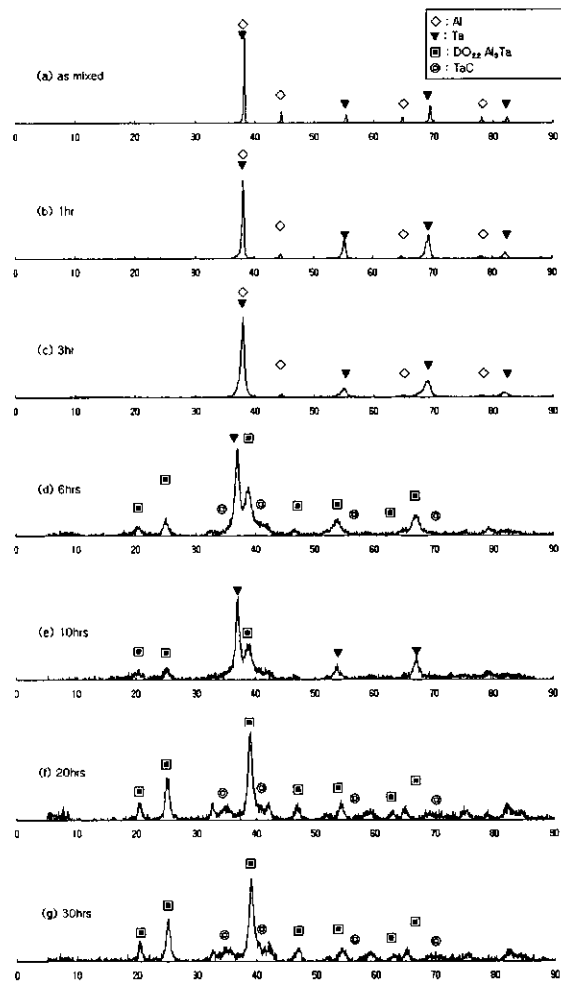


Fig. 3. XRD patterns of Al-25%Ta powders after the various milling times.

에 대하여 *ab initio*법, 즉 first-principles calculation을 통해 설명한 바 있다. *ab initio* 계산법은 구성원자의 종류와 주어진 결정구조의 단위격자에 있어서 그 원자들의 위치등을 변수로 하여 양자역학적으로 금속간화합물의 전체 에너지를 구하는 방법이다.<sup>17)</sup> 이를 이용하여 Carlsson 등은 III, IV, V족 전이금속으로 이루어진 여러  $Al_3X$  금속간화합물에 대해  $D_{022}$  또는  $D_{023}$  구조와  $L_{12}$  구조간의 에너지 차이를 계산하였는데, Hf과 같은 IV족의 경우에는  $L_{12}$ 와  $D_{023}$  구조간의 에너지 차이가 크지 않으며 오히려  $L_{12}$  구조가 더 안정한 것으로 나타난 반면에, Ta과 같은 V족의 경우에는  $D_{022}$ 구조가 안정상이며  $L_{12}$  구조와의 에너지 차이가 매우 큰 것으로 보고하고 있다. 이에 대해 IV족 전이금속의  $Al_3X$  금속간화합물에서  $L_{12}$ 가 더 안정하다는 것은 여러 실험을 통해 오류인 것이 밝혀졌으나, Ta과 같은 V족 전이금속의 경우에는 확인된 예가 없었다. 그러나, 본 연구에서 Al-Ta계의 경우  $L_{12}$  구조가 생성되지 않은 것으로 보아, Carlsson 등이 보고한 바와 같이  $Al_3Ta$  금속간화합물에 있어서는  $L_{12}$  구조와  $D_{022}$  구조 간의 에너지 차이가 매우 커 SPEX mill을 이용한 기계적합금화에 의해서도  $L_{12}$  구조가 생성되지 않은 것으로 생각된다.

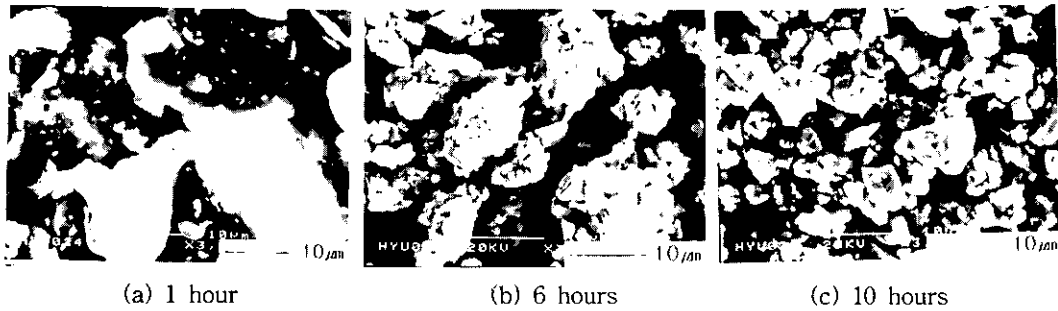


Fig. 4. SEM micrographs of Al-25%Hf powders for the various milling times.

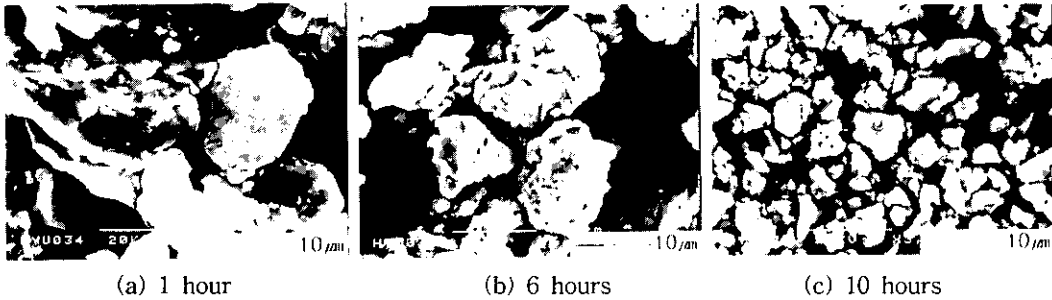


Fig. 5. SEM micrographs of Al-25%Ta powders for the various milling times.

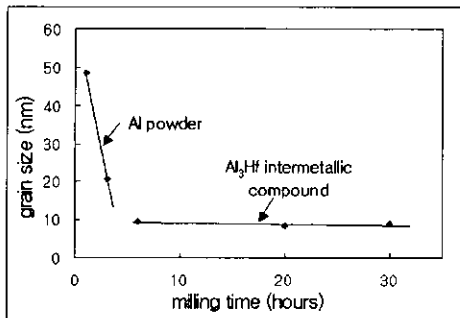


Fig. 6. The grain size variation as a function of milling time in Al-25%Hf system.

기계적합금화 시간에 따른 Al-25%Hf 및 Al-25%Ta 분말의 SEM 사진을 각각 그림 4와 그림 5에 나타내었다. 기계적합금화에 따른  $Al_3Hf$ 과  $Al_3Ta$  분말의 크기와 형태 변화는 큰 차이를 보이지 않았는데, XRD 분석에서 원료분말이 남아있는 것으로 나타난 1시간 milling 후에는 조대한 판상의 분말형태를 보이고, 원료분말의 XRD peak이 거의 사라진 6시간 이후에는 분말이 점점 구형화되고 미세해지는 것을 볼 수 있다. 기계적합금화한 Al-25%Hf 분말의 XRD peak의 반각쪽으로부터 Hall-Williamson 식<sup>18)</sup>을 이용하여 계산한 원료분말 및  $L1_2$   $Al_3Hf$  금속간화합물의 결정립 크기 변화를 그림 6에 나타내었다. 기계적합금화 시간이 증가됨에 따라 원료분말의 결정립 크기는 3시간 이전에서 급격히 감소되지만,  $L1_2$   $Al_3Hf$  금속간화합물이 생성된 6시간 이후에는 7~8nm 정도의 일정한 결정립 크기가 유지되는 것을 볼 수 있다. Pabi 등<sup>19)</sup>은 기계적합금화에 의한 2원계 금속간화합물 제조시 합금화 거동과 결정립 크기와의 관계를 고찰하였는데, 원료 분말의 결정립 크기가 수

십 nm 정도의 크기에 도달하였을 때 금속간화합물이 생성되기 시작하며 일단 생성된 금속간화합물의 결정립에서는 결정립 크기가 완전한 미세화를 이루다가 일정한 크기를 유지하는 것으로 보고하였다. 또한 Atzmon<sup>20)</sup>은 기계적합금화시 결정립이 임계크기에 도달했을 때 급격한 합금화가 진행되는 것을 불연속적인 기계적합금화 과정을 통해 관찰한 바 있다. 그림 6에 나타난 바와 같이 Al-25%Hf 분말의 기계적합금화시 금속간화합물이 생성되기 전에는 결정립 크기가 급격히 감소하다가 금속간화합물 생성이 이루어지면 거의 일정한 결정립 크기를 유지한다는 것은 Pabi 등과 Atzmon의 연구 결과와 일치하는 결과이다.

### 제 3 원소 첨가효과

제 3 원소의 첨가는  $L1_2$  금속간화합물의 형성거동에 영향을 미치는 것으로 알려져 있는데, Pettifor<sup>21)</sup>에 의하면 일부 전이금속의 첨가가  $L1_2$  구조의 생성을 촉진할 것으로 예상되고 있다. Pettifor는 여러 금속간화합물의 결정구조를 조사한 후, Mendeleev number 순으로 정렬된 표에 그 영역을 표시하여 structure map을 구성하였다. 이 map은 2원계 금속간화합물 뿐만 아니라 다원계에 대한 구조도 나타내고 있는데, 단순히 조성비에 의한 가중치만으로 설명하고 있기는 하지만 이로부터 대략적인 결정구조의 예측이 가능하다. 이 map에 의하면 알루미늄을 치환하면서 알루미늄보다 작은 Mendeleev number를 갖는 제 3 원소를 첨가하면  $L1_2$  구조의 금속간화합물의 생성을 촉진할 수 있을 것으로 예측되고 있다. 본 연구에서는 이러한 제 3 원소 중에서 Mn, Fe, Ni, Cu, Zn 등이  $Al_3Hf$  및  $Al_3Ta$  금속간화합물의  $L1_2$  상 생성거동에 미치는 영향을 조사하였다.

Al-25%Hf과 Al-25%Ta 분말에 제 3 원소를 12.5at.% 첨가하여 20시간 동안 기계적합금화한 분말의 XRD 패턴

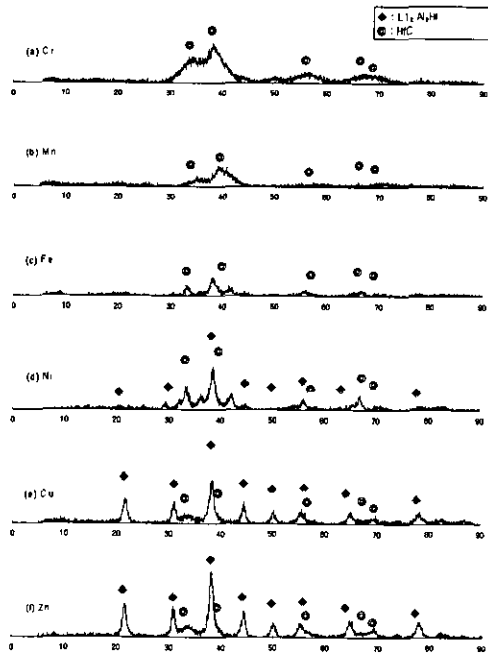


Fig. 7. XRD patterns of Al-12.5%M-25%Hf(M=Mn, Fe, Ni, Cu, Zn) systems after 20 hours of milling.

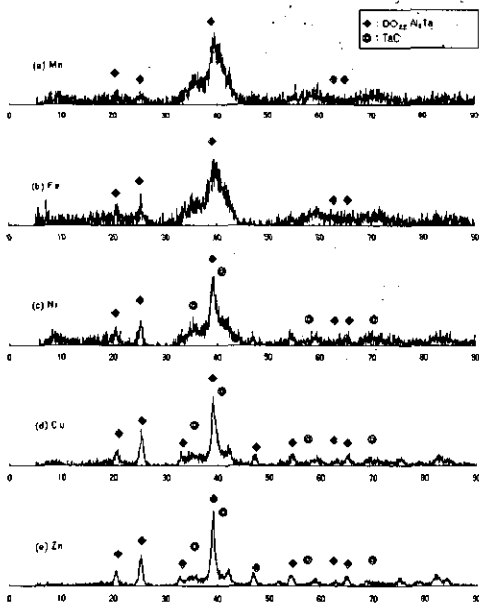


Fig. 8. XRD patterns of Al-12.5%M-25%Ta(M=Mn, Fe, Ni, Cu, Zn) systems after 20 hours of milling.

을 그림 7과 8에 나타내었다. 그림 7의 Al-25%Hf에서 Cu와 Zn를 첨가한 경우에는 2원계와 동일한  $L1_2$ 상이 생성된 것을 볼 수 있으나 Mn, Fe를 첨가한 경우에는 비정질화된 것을 볼 수 있다. Ni을 첨가한 경우에는  $L1_2$ 상이 관찰되기는 하지만 회절강도가 상대적으로 감소된 것으로 보아 Mn이나 Fe 첨가의 경우와 같이 비정질상이 생성된 것으로 생각된다.

그림 8에 나타낸 Al-25%Ta에서도 Cu와 Zn를 첨가한 경우 2원계와 동일한  $D0_{22}$ 상이 형성되었으며 Mn, Fe, Ni

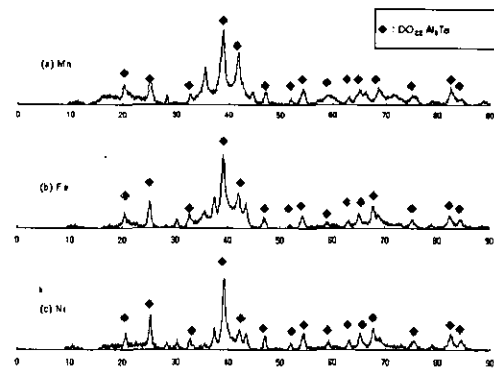


Fig. 9. XRD patterns of Al-12.5%M-25%Ta(M=Mn, Fe, Ni) powders milled for 20 hours then annealed at 600°C for 10 hours.

을 첨가한 경우에는 비정질상이 생성된 것을 볼 수 있다. 이러한 비정질상이 나타난 분말을 600°C에서 10시간 동안 등온열처리하여 XRD로 분석한 결과를 그림 9에 나타내었다. 그림 9에서 보면 Mn, Fe, Ni을 첨가한 세 경우 모두 600°C에서 열처리 후  $D0_{22}$ 상이 나타나는 것을 볼 수 있는데, 이는 Mn, Fe, Ni을 첨가해도  $L1_2$ 상이 형성되지 않았거나 생성되었더라도 600°C 이하의 온도에서 안정상인  $D0_{22}$ 구조로 상변화되었음을 나타낸다.

Carlsson 등<sup>9)</sup>은  $Al_3Ti$ 와  $Al_3Nb$ 에 대하여 제3 원소 첨가에 의한 에너지 변화를 앞서 설명한 2원계와 같이 *ab initio* 범으로 조사한 바 있는데, 이에 의하면 2원계  $D0_{22}$ 구조와  $L1_2$ 구조의 에너지 차이가 약 -0.1eV/atom일 때 12.5at.%의 Fe를 첨가함에 따라 약 +0.1eV/atom으로 변화하여  $L1_2$ 구조의 상이 안정화될 수 있는 것으로 계산되었다. 그러나, 본 연구의  $Al_3Ta$  금속간화합물의 경우에서 Mn, Fe, Ni, Cu, Zn 등의 제3 원소 첨가에 의해서도  $L1_2$ 상이 생성되지 않은 것으로 보아 이러한 제3 원소의 첨가는  $Al_3Ta$  금속간화합물의  $L1_2$ 구조와  $D0_{22}$ 구조의 에너지 차이에 별다른 영향을 미치지 않는 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

1) SPEX mill을 이용한 기계적합금화 시 Al-25%Hf의 경우에는 6시간부터 cubic  $L1_2$ 구조의 금속간화합물이 생성되었으나, Al-25%Ta의 경우에는 30시간까지도 tetragonal  $D0_{22}$  금속간화합물만 생성되고  $L1_2$  금속간화합물은 생성되지 않았다.  $Al_3Ta$ 의 경우 기계적합금화에 의해서  $L1_2$ 구조가 생성되지 않은 것으로 보아 Carlsson의 *ab initio* 계산 결과와 같이  $D0_{22}$ 상과  $L1_2$ 상 간의 에너지 차이가 매우 큰 것으로 생각된다.

2) Al-25%Ta에 12.5 at.%의 Fe, Mn, Ni, Cu, Zn를 첨가하여 20시간 동안 기계적합금화한 결과 Cu, Zn를 첨가한 경우  $D0_{22}$ 구조의 금속간화합물만 생성되었고 Fe, Mn, Ni을 첨가한 경우에는 비정질이 생성된 것으로 보아 이와 같은 제3 원소의 첨가는  $Al_3Ta$  금속간화합물의  $D0_{22}$ 와  $L1_2$ 상간의 에너지 차이에 별다른 영향을 미치지 못한

것으로 생각된다.

3) Al-25% Hf에 12.5 at.%의 Cu, Zn를 첨가한 경우 2원계와 마찬가지로 cubic  $Li_2$  구조의 금속간화합물이 생성된 반면에, Ni, Mn, Fe를 첨가한 경우에는 Al-25% Ta에서와 같이 비정질상이 생성된 것으로 보아 Ni, Mn, Fe는 기계적합금화 시 금속간화합물을 비정질화시키는 경향이 강한 것으로 생각된다.

#### 감사의 글

본 연구는 한국과학재단의 1998년도 특정기초연구과제 지원(KOSEF 98-0300-03-01-5)에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

#### 참고 문헌

1. C.T. Liu, Ordered Intermetallic Alloys—Brittle Fracture and Ductility Improvement in Science of Advanced Materials, pp. 423, eds. H. Weidersich and M. Meshii, ASM International, Materials Park, OH, (1990).
2. G. Sauthoff, Intermetallics, VCH, 30 (1995).
3. J.H. Westbrook, Mechanical Properties of Intermetallic Compounds, John Wiley & Sons, Inc., New York, (1959).
4. N.S. Stoloff, R.G. Davies, Prog. Mater. Sci., 13, 1 (1966).
5. S. Zhang, J.P. Nic, D.E. Mikkola, Scripta Metall. Mater., 24, 57 (1990).
6. K.S. Kumar, Int. Mater. Rev., 35, 293 (1990).
7. S. Hori, S. Saji and T. Kobayashi, J. Japan. Inst. Metall., 37, 1135 (1973).
8. R.B. Schwarz, P.B. Desch, S. Srinivasan, and P. Nash, Nanostruct. Mater., 1, 37 (1992).
9. A.E. Carlsson, P.J. Meschter, J. Mater. Res., 5(12), 2813 (1990).
10. C. Suryanarayana, Metals and Materials, 2, 195 (1996).
11. R.D. Shull, Nanostructured Materials, 2, 213 (1993).
12. R.W. Siegel, Nanostructured Materials, 2, 1 (1993).
13. R.B. Schwarz, P.B. Desch and S. Srinivasan, Scripta Metallurgica et Materialia 25, 2513 (1991).
14. P.B. Desch, Processing and Properties of Mechanical Alloyed Metastable Aluminum Alloys, Thesis (Ph. D.), Illinois Institute of Technology, Illinois, (1996).
15. Q.Z. Hong, D.A. Lilienfeld, J.W. Mayer, J. Appl. Phys., 64(9), 4478 (1988).
16. A.E. Carlsson, P.J. Meschter, J. Mater. Res., 4(5), 1060 (1989).
17. A.E. Carlsson, P.J. Meschter, Intermetallic Compound, eds. J.H. Westbrook, R.L. Fleischer, John Wiley & Sons Ltd., 55 (1995).
18. G.K. Williamson and W.H. Hall, Acta Metall., 1, 22 (1953).
19. S.K. Pabi, B.S. Murty, Mater. Sci. Eng., A214, 146 (1996).
20. M. Atzmon, Physical review letters, 64(9), 487 (1990).
21. D.G. Pettifor, Alloy Phase Stability, pp. 329, eds. G.M. Stocks, A. Gonis, NATO ASI Series E, Vol. 163, (1987).