

기계적 합금화한 Al-8wt.%(Ti+V+Zr) 4원계 합금의 열적 안정성에 관한 연구

김주영 · 김준기 · 김선진
한양대학교 재료공학과

The Thermal Stability of Mechanically Alloyed Quaternary Al-8wt.%(Ti+V+Zr) Alloys

Ju-Young Kim, Jun-Ki Kim and Seon-Jin Kim

Dept. of Materials Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

(Received October 19, 1995)

ABSTRACT The theoretical optimum quaternary composition for improving the thermal stability of Al-Ti alloy was recently proposed. On the basis of the suggestion, quaternary Al-Ti-V-Zr alloy powders corresponding to the optimum compositions, one of which belongs to the region of the smallest lattice misfit between the matrix and the precipitates and the other belongs to the region of the smallest rate constant of coarsening, were prepared by mechanical alloying and the powders were vacuum-hot-pressed at 430°C under the pressure of 800 MPa. The thermal stability of the specimens was evaluated by hardness testing after isothermal aging up to 400 hrs at various temperatures. The decrease of hardness of Al-Ti-V-Zr alloys was smaller than that of Al-Ti alloys. It was considered to be due to the formation of Al₃Zr type and Al₃Ti type quaternary precipitates having smaller lattice misfit than Al₃Ti and the increase of volume fraction of Al₁₀V during the isothermal aging. The quaternary Al-Ti-V-Zr alloys corresponding to the smallest lattice misfit showed the most improved thermal stability and it was mainly considered to be due to the formation of Al₁₀V.

1. 서 론

항공우주분야에서 우수한 고온특성을 갖는 경량 합금에 대한 요구에 의해 Al, Mg, Ti 등의 경금속에 새로운 기술을 적용하여 고온특성을 향상시키려는 연구가 지난 수년간 진행되어 왔다.¹⁾ Al 합금의 경우 저렴한 가격과 우수한 기계적 성질을 가지므로, 항공기 구조재와 제트엔진 등에 사용되는 고가의 Ti 합금을 대체하기 위해 0.75 Tm(425°C)에서도 기계적 성질의 저하가 없는 합금의 개발을 목표로 연구가 진행되고 있다.²⁻⁴⁾ 기계적 합금화 방법으로 제조한 Al 합금은 기계적 합금화시 첨가되는 가공조절제에 의해 생성된 산화물과 탄화물 이외에도 첨가된 합금원소에 의해 생성된 금속간화합물이 미세하게 분산되어 높은 강도와 우수한 고온특성을 얻을 수 있으므로 이에 대해 많은 연구가 시도되고 있다.^{5,6)}

이러한 목적으로 Al에 첨가되는 Ti, V, Zr, Ce, Hf 등의 합금원소는 Al 기지와 격자간 불일치도가 작은 Al₃M형의 금속간 화합물을 형성하여 우수한 고온 특성을 보이는 것으로 보고되고 있다.^{1,7,8)}

분산강화형 합금의 강화기구로는 분산된 입자 전위의 움직임을 방해하여 나타나는 Orowan 효과와 결정립성장 억제에 의한 Hall-Petch 효과가 있는 것으로 알려져 있는데⁹⁾ 이들은 모두 미세한 입자일 수록 보다 큰 강화효과를 나타낸다. 따라서 분산강화형 합금이 우수한 고온특성을 유지하기 위하여 고온에서 장시간 노출시 Ostwald ripening에 따른 분산상의 조대화가 억제되어야 한다. 이러한 분산상의 조대화는 LSW이론으로 설명되어지는데^{10,11)} 분산입자의 조대화 속도는 기지상과 분산입자간의 계면에너지 및 분산입자를 생성하는 첨가원소의 확산 계수 및 고용도가 주된 요인으로 작용한다. 최근에

Lee 등^{12,13)}은 이론적인 고찰에 의해서 Al기지에 Ti와 V, Zr을 첨가한 4성분계에 대하여 최소의 격자간 불일치도를 보이는 조성과 LSW이론에 근거하여 격자간 불일치도, 확산계수 및 고용도의 영향을 함께 고려하여 최소의 조대화 속도를 보일 것으로 예상되는 조성에 대한 이론적 연구결과를 보고한 바가 있으나 이들 4원계 합금의 열적 안정성에 대한 실험적 결과는 아직 보고된 바가 없다.

따라서, 본 연구에서는 Lee 등^{12,13)}이 이론적인 고찰에서 제안된 합금설계를 기초로 하여 최소의 격자간 불일치도를 보이는 영역과 격자간 불일치도와 확산계수, 고용도를 고려한 최소의 조대화 속도를 보일 것으로 예상되는 영역에 속하는 조성을 갖는 4원계 합금을 기계적 합금화 방법으로 제조하여 고온에서 장시간 노출에 따른 경도변화 및 분산입자의 조대화로서 합금의 열적 안정성을 조사하였다.

2. 실험방법

2.1. 기계적 합금화 및 성형

4성분계 합금의 조성으로 첨가원소의 원자비는 Lee 등^{12,13)}의 연구결과로부터 최소의 조대화속도를 보일 것으로 예상되는 영역에서 Ti:V:Zr 비를 1:4:5, 최소의 격자간 불일치도를 가질 것으로 예상되는 영역에서 Ti:V:Zr 비를 1:8:1로 정하였으며 평형상태에서의 고용한도 이상으로 합금화할 수 있는 기계적 합금화의 특성을 살려 전체 첨가원소량을 Lee 등^{12,13)}이 제안한 2 at.%보다 많은 8 wt.%로 고정하였다. 기계적 합금화에는 -325 mesh 입도(99.5% 순도)의 Al분말과 -100 mesh 입도(99.9% 순도)의 Ti분말, -325 mesh 입도(99.5% 순도)의 V분말, -325 mesh(99% 순도)의 Zr분말을 사용하였으며 Al-8wt.%(Ti+V+Zr) 혼합분말에 가공조절제로 2 wt.%의 스테아린산을 첨가하여 자체제작한 어트리터(attritor)에서 3/16 inch 스테인레스강볼을 사용하여 아르곤 가스 분위기에서 임펠러의 회전속도 300 rpm, 볼 대 분말의 장입비 65:1의 조건으로 기계적 합금화하였다. 기계적 합금화 거동은 여러 기계적 합금화 시간의 분말에 대하여 미소경도기와 X-선 회절기를 이용하여 분석하였다. 기계적 합금화한 정상상태인 20시간의 분말을 430°C에서 90분간 10^{-2}

torr 이하의 진공으로 탈가스처리한 후 800 MPa의 압력으로 1시간 동안 가압하여 직경 12 mm의 원통형 시편으로 제작하였다. 또한 2원계인 Al-8wt.%Ti 합금과의 열적 안정성을 비교하기 위하여 오 등¹⁴⁾의 실험에 근거하여 동일한 방법으로 시편을 제작하였다.

2.2. 열적 안정성 및 미세조직 관찰

진공열간압축한 시편을 430°C와 480°C, 510°C에서 400시간까지 등온열처리하면서 Rockwell B scale로 경도변화를 관찰하여 열적 안정성을 평가하였다. 경도변화에 따른 미세조직의 변화를 관찰하기 위하여 TEM 시편은 제트연마방법을 사용하였으며 사용된 전해액은 20% HClO₄, 80% CH₃OH로 -45°C에서 30 V(DC)의 조건으로 박편을 제작하였다. 한편 열적 안정성에 영향을 주는 것으로 알려진 합금내 금속간 화합물상을 확인하기 위해 진공열간압축한 직후와 510°C에서 1시간 동안 등온열처리한 시편을 전해추출한 석출물과 표준 실리콘을 혼합하여 X-선 회절 시험을 하였으며 Cohen 방법¹⁵⁾으로 격자상수를 측정하였다. 전해추출시 사용된 전해액은 160 mL의 methanol에 60 mL의 chloroform과 15 g의 8-hydroxyquinoline, 60 g의 benzoic acid의 조성으로 Al 판을 음극으로 사용하여 전류밀도 40 mA/cm²의 조건으로 추출하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 기계적 합금화와 성형

그림 1에 4성분계 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)과 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr) 분말의 기계적 합금화 시간에 대한 미소경도의 변화를 나타내었다. 미소경도값의 변화는 분말의 기계적 합금화 거동을 분석하는 하나의 방법으로¹³⁾ 경도값이 포화되는 시간에서는 합금분말의 파괴와 압점이 균형을 이루어 합금화가 완료되는 정상상태에 도달하는 것으로 알려져 있다. 그림 1에서는 두 조성 모두 16시간에서 경도값이 포화되는 것으로 보아 16시간 이후에서 정상상태에 도달하는 것으로 생각할 수 있다.

그림 2는 기계적 합금화에 따른 분말의 X-선 회절패턴의 변화를 나타낸 것으로 기계적 합금화전에

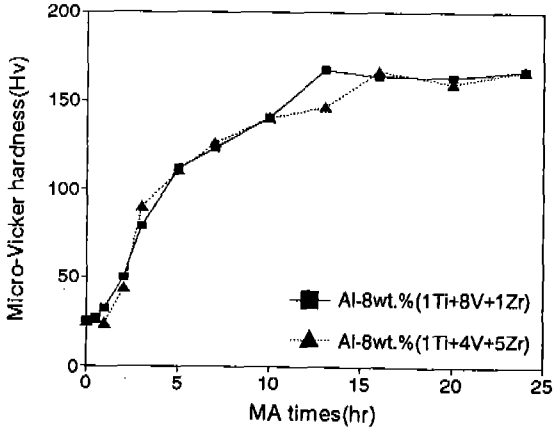
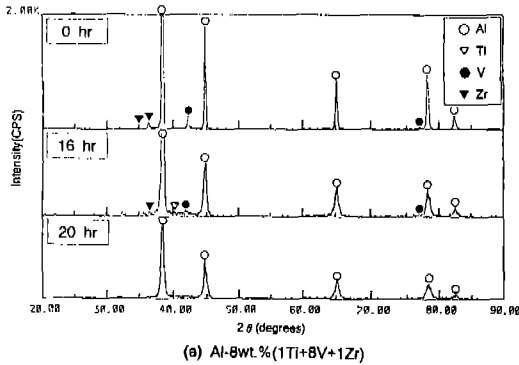
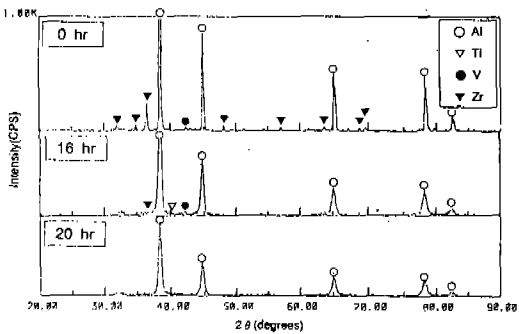


Fig. 1. Variations of microhardness as a function of mechanical alloying time of the Al-Ti-V-Zr powders



(a) Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)



(b) Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)

Fig. 2. XRD patterns of the mechanically alloyed Al-Ti-V-Zr powders at various MA times.

는 뚜렷하게 나타나던 합금원소의 peak는 미소경도 시험으로부터의 예상과는 달리 16시간까지도 존재하다가 20시간에 이르러서야 거의 소멸되는 현상을 볼 수 있다. 여기에서 Ti의 경우는 기계적 합금화전의

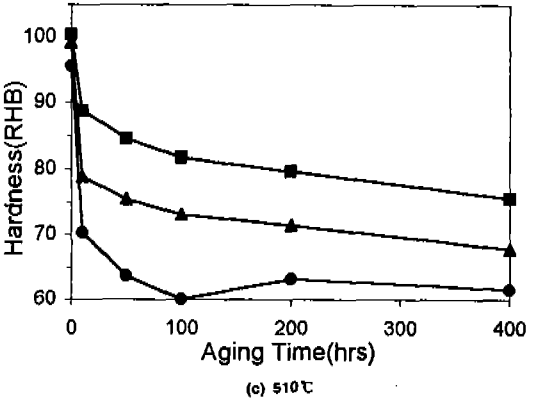
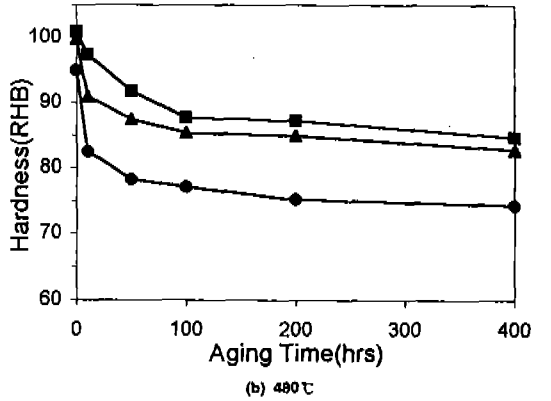
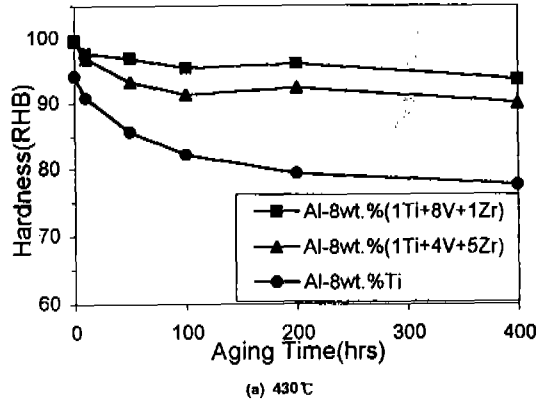


Fig. 3. Hardness variations of Al-Ti and Al-Ti-V-Zr alloys with the aging time at various temperature.

혼합분말에서도 회절 peak를 관찰할 수 없었는데 이는 Ti의 첨가량이 V이나 Zr에 비하여 적은데다 Ti의 X선에 대한 원자산란강도가 같은 결정구조를 갖는 Zr의 50% 정도밖에 되지 않기 때문에 충분한 회절강도를 갖지 못했기 때문에 관찰되지 않은 것

으로 생각된다. 이상과 같은 기계적 합금화 분말의 미소경도와 X-선 회절패턴의 변화로부터 두 조성 분말의 기계적 합금화는 20시간 이후에서 합금화가 완료되는 것으로 판단되어지며, 두 조성 분말의 기계적 합금화는 비슷한 거동을 보였는데 이는 합금 원소의 전체 첨가량이 Al 첨가량에 비해 적기 때문에 혼합분말의 기계적 합금화 거동에 별다른 영향을 미치지 않았기 때문으로 생각된다. 정상상태인 기계적 합금화 20시간 분말을 430°C에서 800 MPa로 진공열간압축하여 성형한 시편의 비이론밀도는 99% 이상이었으며 Al-8wt.%Ti, Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)과 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) 시편들의 진공열간압축 직후 경도값은 각각 95, 99.5, 100HRB였다.

3.2. 합금의 열적 안정성

합금의 열적 안정성을 평가하기 위해 430, 480, 510°C에서 400시간까지 등온열처리에 따른 시편의 경도변화를 측정하여 그림 3에 나타내었다. 430°C에서의 경도변화를 보면 Al-8wt.%Ti 합금은 400시간 등온열처리 후 초기경도에 비해 16HRB의 경도감소를 보이지만 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)은 10HRB, Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)은 6HRB의 경도감소를 보여 4원계 합금의 열적 안정성이 2원계 Al-8wt.%Ti 합금보다 우수한 것을 알 수 있다. 열적 열화현상을 가속시키기 위한 510°C의 등온열처리 경우에는 10시간 이전에서 경도값이 크게 감소하여 4원계 합금간의 경도 차이가 현저하게 나타났는데 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) 조성의 합금이 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)보다 10HRB 정도 높은 경도값을 나타내어 보다 우수한 열적 안정성을 갖는 것으로 나타났다. 이는 Lee 등^{12,13)}에 의한 이론적 고찰에서 최소의 조대화 속도를 갖는 금속간 화합물이 생성되는 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr) 조성보다도 최소 격자간 불일치도를 갖는 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)의 경우가 보다 우수한 열적 안정성을 갖는 것을 나타내는 결과로서, 이러한 경도변화 거동이 금속간 화합물 분산입자의 조대화에 의한 결과임을 가정할 때 첨가원소의 확산계수나 고용도보다도 최소의 격자간 불일치도를 가져 분산입자의 조대화에 대한 구동력을 감소시키는 것이 합금의 열적 안정성 향상에 주된 기여를 하는 것으로 생각할 수 있다.

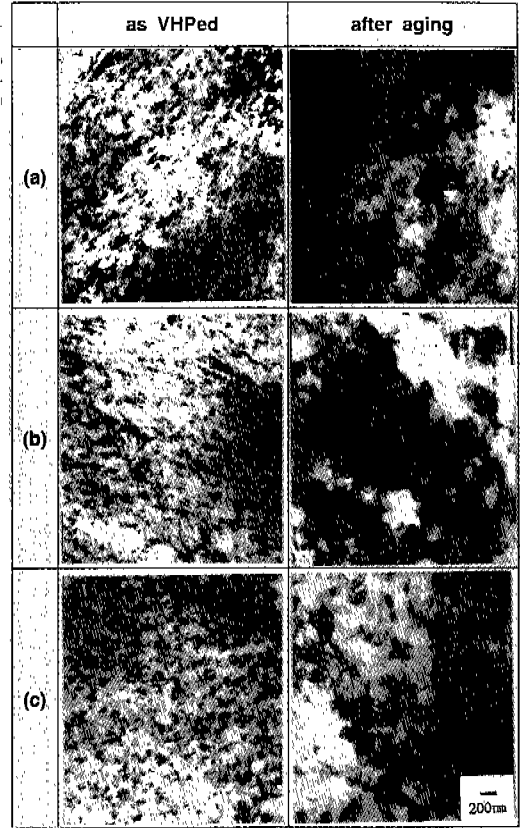


Fig. 4. TEM micrographs of the mechanically alloyed specimens as vacuum hot pressed and after isothermal aging for 100 hr at 510°C: (a) Al-8wt.%Ti, (b) Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) and (c) Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr).

3.3. 분산입자의 조대화

그림 4는 Al-8wt.%Ti, Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr), Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) 시편들에 대한 진공열간압축 직후와 510°C에서 100시간 등온열처리 후의 TEM 미세조직사진이다. 세 조성 모두 초기에는 50 nm 정도로 매우 미세하게 분포하던 분산입자가 등온열처리 후에는 수백 nm로 조대화된 것을 볼 수 있는데 이러한 분산입자의 조대화에 의해 그림 3에서 등온열처리에 따라 시편의 경도가 감소하였음을 확인할 수 있다.

각 조성에 대해 510°C에서 100시간 등온열처리후의 미세조직을 비교하여 보면 Al-8wt.%Ti에서 분산입자의 크기는 약 400 nm 정도로 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)의 300 nm, Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)의

250 nm에 비해 상당히 조대화된 것을 볼 수 있는데 이는 그림 3의 경도변화에서 Al-8wt.%Ti이 4원계 합금에 비해 낮은 열적 안정성을 보이는 결과와 일치된다. 그러나 두 4원계 합금에서 분산입자의 조대화를 비교하여 보면 최소 격자간 불일치도를 갖는 조성인 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)보다 첨가원소의 확산계수와 고용도를 고려하여 최소의 조대화 속도를 갖는 조성인 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)의 경우에 분산입자의 조대화가 보다 억제된 것을 알 수 있는데 이러한 결과는 경도시험을 통한 열적 안정성 평가에서 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)이 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)보다 열적 안정성이 우수했던 결과와는 반대의 현상으로 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)과 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)의 열적 안정성이 분산입자의 조대화 이외에도 분산입자의 부피분율 등과 같은 다른 요인에 의해서 영향을 받는 것으로 생각할 수 있다.

3.4. 분산입자의 상분석

그림 8은 4원계 합금내에 존재하는 금속간 화합물을 분석하기 위해 430°C에서 진공열간압축한 직

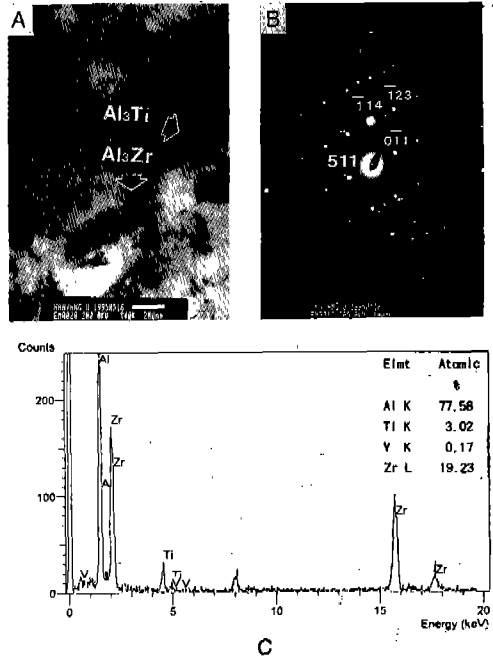


Fig. 6. TEM micrographs of Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr) alloys after isothermal aging for 100 hr at 510°C: (a) bright field, (b) SAD pattern of Al₃Zr and (c) EDS analysis of Al₃Zr.

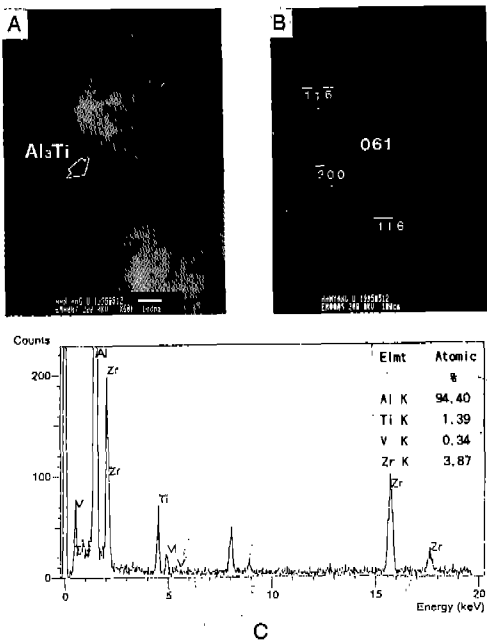


Fig. 5. TEM micrographs of Al₃Ti type precipitates in Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) alloys isothermally aged for 100 hr at 510°C: (a) bright field, (b) SAD pattern of Al₃Ti and (c) EDS analysis of Al₃Ti.

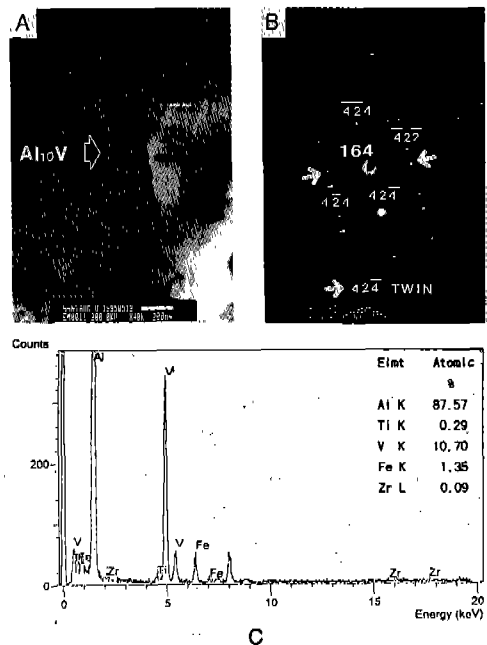


Fig. 7. TEM micrographs of Al₁₀V type precipitates in Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) alloys isothermally aged for 100 hr at 510°C: (a) bright field, (b) SAD pattern of Al₁₀V and (c) EDS analysis of Al₁₀V.

Table 1. Measured lattice parameters and lattice misfits of precipitates in the quaternary Al-Ti-V-Zr alloys

Composition	Intermetallic compound	Lattice parameter (Å)		Overall lattice misfit δ (%)
		a	c	
Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)	Al ₃ Ti	3.674	8.178	6.6
	Al ₃ Zr	4.071	17.826	3.1
	Al ₁₀ V	14.460		47.1*
Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)	Al ₃ Ti	3.707	8.256	6.4
	Al ₃ Zr	3.986	17.159	3.0

$$*\delta(\%) = 100\left(1 - \frac{a}{4a_2}\right)$$

후의 시편과 510°C에서 1시간 동안 등온열처리한 시편을 전해추출하여 측정된 X-선 회절패턴이다. 그림 8에서 보여지는 바와 같이 기계적 합금화로 제조한 Al-8wt.%(Ti+V+Zr) 합금에는 DO₂₃ Al₃Zr, DO₂₂ Al₃Ti 및 Al₁₀V 구조를 갖는 금속간 화합물이 형성된 것을 알 수 있다. 그림 5~7은 각각의 금속간 화합물에 대한 TEM 분석결과로서 그림 5, 6의 구형과 짧은 봉형의 입자는 각각 DO₂₂ Al₃Ti과 DO₂₃ Al₃Zr 구조의 금속간 화합물로서 각각 Ti과 Zr을 다량 함유하는 Al₃(Ti+V+Zr)의 4원계 금속간 화합물이었다. 그림 7에서 보여지는 수 μm 크기의 매우 긴 형태의 입자는 Al₁₀V으로 Ti이나 Zr이 거의 고용되지 않은 2원계에 가까운 금속간 화합물로서 EDS 분석에서 소량의 Fe가 검출되었으나 이는 기계적 합금화시에 attritor의 용기나 볼 등으로부터 유입된 불순물로 생각된다. 표 1은 X-선 회절패턴으로부터 측정된 각 합금내 금속간 화합물들의 격자상수와 이로부터 계산된 Al 기지와의 격자간 불일치도를 나타낸 것이다. 표 1에서 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)내에 존재하는 Al₃Ti과 Al₃Zr형의 4원계 금속간 화합물들은 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)의 경우보다 약간 큰 격자간 불일치도를 갖고 있으며 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)에서의 Al₁₀V은 Al₃X형 금속간 화합물에 비해 상당히 큰 격자간 불일치도를 갖는 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 가장 작은 격자간 불일치도를 갖는 4원계 금속간 화합물이 생성될 것으로 예측된 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) 조성보다도 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)의 경우에 전반적으로 작은 격자간 불일치도를 갖는 금속간 화합물이 생성되었음을 나타내는 것으로 이는 Lee 등의 이론적 고찰에서는^{12,13)} Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)의 경우에 DO₂₃

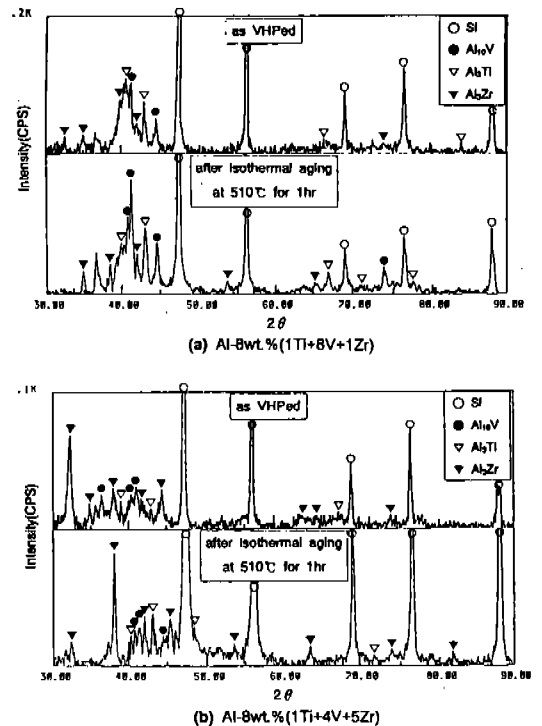


Fig. 8. XRD patterns of extraction residues from Al-Ti-V-Zr alloys as vacuum hot pressed and isothermally aged for 1 hr at 510°C.

Al₃Zr 구조의 4원계 금속간 화합물만이 생성되는 것으로 예측하였으나 본 실험에 있어서는 액상을 거치지 않는 기계적 합금화 과정을 통하여 합금화가 이루어졌기 때문에 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)의 조성에서도 DO₂₃ Al₃Zr 이외의 DO₂₂ Al₃Ti 구조의 4원계 금속간 화합물이 형성되었고 또한 두 조성에서 예상치 않았던 Al₁₀V이 생성되었기 때문에 Lee 등에 의한^{12,13)} 격자간 불일치도와 차이를 보이는 것으로

생각된다. 이러한 격자간 불일치도의 차이는 확산계수, 고용도 등의 요인과 함께 그림 4에서 등온열처리 후 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)내의 분산입자가 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)에 비해 보다 조대화된 것에 영향을 미친 것으로 생각되며 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)에서 발견되는 수 μm 크기로 조대화된 Al_{10}V 도 이러한 Al기지와의 큰 격자간 불일치도에 기인한 것으로 생각할 수 있다.

3.5. Al_{10}V 분산상의 영향

그림 8에서 각 시편에 대해 진공열간압축 직후와 510°C 에서 1시간 등온열처리한 후의 X-선 회절패턴을 비교하여 보면 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)의 경우 각 금속간 화합물들이 등온열처리 전후에도 비슷한 회절강도를 유지하고 있으나 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)에서는 Al_{10}V 의 회절강도가 다른 금속간 화합물에 비해 상대적으로 증가하는 경향을 보였다. 이러한 경향은 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) 조성에서 등온열처리가 진행됨에 따라 Al_{10}V 의 부피분율이 증가함을 나타내는 것으로 Al_{10}V 의 Al 대 첨가원소의 원자비를 고려할 때 다른 Al_3X 형 금속간 화합물에 비해 합금원소의 첨가량에 대한 분산입자의 생성량이 많으므로 등온열처리가 진행됨에 따라 시편내 분산입자의 부피비가 증가하는 것으로 생각할 수 있다. 이에 대해 그림 4(b)와 (c)의 등온열처리 후의 미세조직을 비교하여 보면 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)의 경우에서 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)에 비해 많은 양의 분산입자가 존재하는 것을 알 수 있다. 따라서 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)이 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)에 비해 조대화된 입자를 가지면서도 높은 경도값을 유지하는 것은 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)에 비해 생성된 분산입자, 특히 Al_{10}V 의 부피분율이 크기 때문으로 생각된다. Al_{10}V 에 대해서는 급냉응고 방법으로 제조한 Al-2at.%(Zr+V)의 연구결과에서도³⁾ 결정립계에 석출되는 것으로 알려져 있지만 기계적 성질에 미치는 영향에 대해서는 아직 보고된 바가 없다. 기계적 합금화한 본 실험의 경우에는 그림 4(b)의 등온열처리한 미세조직과 같이 Al_{10}V 이 1~2 μm 의 크기로 약 800 mm의 크기인 Al 결정립에 비해 오히려 큰 크기를 갖고 있으므로 입계편석보다는 복합조직에 가까운 양상을 띠고 있으며 따라서 Al_{10}V 의 생성은 석출물의 열적 안정성을 향상시키고자

하는 본래의 의도와는 다르게 생성된 금속간 화합물이지만 합금의 강도를 증가시키는 역할을 하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

1) Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr), Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr) 조성에 2 wt. % stearic acid를 첨가한 혼합분말의 기계적 합금화는 두 조성 모두 20시간에서 기계적 합금화 정상상태에 도달하는 거동을 나타내었으며 첨가원소량의 변화는 기계적 합금화 거동에 영향을 주지 않았다.

2) 기계적 합금화한 분말을 이용하여 진공열간압축한 성형체에는 두 조성 모두 $\text{DO}_{23}\text{Al}_3\text{Zr}$, $\text{DO}_{22}\text{Al}_3\text{Ti}$, 및 Al_{10}V 구조의 금속간 화합물이 생성되었으며 Al_3X 형은 4원계 금속간 화합물인데 반해 Al_{10}V 은 2원계에 가까운 금속간 화합물로 Al_3X 형에 비해 매우 큰 Al 기지와 격자간 불일치도를 갖는 것으로 나타났다.

3) 등온열처리에 따른 TEM 미세조직 관찰결과, 최소의 조대화 속도를 가질 것으로 예상된 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr) 합금에서 금속간 화합물상의 조대화는 최소 격자간 불일치도의 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr)에서보다 억제되었다.

4) 등온열처리에 따른 시편의 경도변화에서 Al-8wt.%(1Ti+8V+1Zr) 조성의 합금이 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)에 비해 조대화된 분산입자를 가지면서도 높은 경도값을 유지하여 우수한 열적 안정성을 보였는데 이는 Al-8wt.%(1Ti+4V+5Zr)에 비해 Al_{10}V 의 생성량이 많아 상대적으로 큰 합금내 분산입자 부피분율을 가졌기 때문으로 생각된다.

감사의 글

본 연구는 한양대학교 산업과학연구소의 1994년 연구지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. F. H. Froes: Mater. Sci. Eng., A117 (1989) 19
2. F. H. Froes: Metal Powder Reports, January (1989) 59

3. Y. C. Chen, M. E. Fine, J. R. Weertman and R. E. Lewis: *Scripta Metall.*, **21** (1987) 1003
4. M. S. Zedalis and M. E. Fine: *Metall. Trans. A*, **17A** (1986) 2187
5. J. A. Hwak, K. R. Lawless and H. G. F. Wilsdorf: *Scripta Metall.*, **23** (1989) 119
6. S. S. Ezz, A. Lawley and M. J. Koczak: in *Dispersion Strengthened Aluminium Alloys*, ed. Y. W. Kim and W. M. Griffith, TMS, Arizona (1988) 243
7. M. S. Zedalis and M. E. Fine: *Scripta Metall.*, **17** (1983) 1247
8. S. Tsunekawa and M. E. Fine: *Scripta Metall.*, **16** (1982) 391
9. P. M. Hazzledine: *Scripta Metall.*, **26**, (1992) 57
10. K. C. Russell and F. H. Froes: *J. Metals*, **40**, (1988) 29
11. C. S. Jayanth and P. Nash: *J. Mater. Sci.*, **24**, (1989) 3041
12. H. M. Lee, J. G. Lee and Z. H. Lee: *Scripta Metall.*, **25** (1991) 517
13. H. M. Lee: *Scripta Metall.*, **24** (1990) 2443
14. 오준영, 박치승, 김선진: *한국재료학회지*, **4** (1994) 483