[논문] 열처리공학회지, 제18권 제6호(2005)
J. of the Korean Society for Heat Treatment, *Vol. 18, No. 6, (2005) pp. 362~368*

Al-Fe-Mo 합금에서 준결정상의 생성 및 열분해에 관한 연구

김 석 환*
금오공과대학교 신소재시스템공학부

Formation and Thermal Decomposition of a Quasicrystalline Phase in Al-Fe-Mo Alloys

Suk Hwan Kim*
School of Advanced Materials and System Engineering, Kumoh National Institute of Technology, Gumi 730-701, Korea

Abstract Formation and thermal stability of a quasicrystalline phases in Al-Fe-Mo alloys were investigated by means of melt-spinning process and subsequent heat treatment test. Thermal decomposition and phase transformation process of the as-spun alloys were studied using X-ray diffraction and electron microscopy. The melt-spun Al-Fe-Mo alloys contained an icosahedral quasicrystalline phase with a quasilattice constant of 0.457 nm. Icosahedral phase formed at a composition of $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ as a metastable phase during rapid solidification was transformed into the stable crystalline phases, cubic 1/0 approximant and monoclinic λ-phase, upon heating. A metastable icosahedral and cubic(a = 0.93 nm) phases in as-spun $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ alloy were decomposed into two cubic(a = 0.62, 0.31 nm) phases by heat treatment.

(Received November 14, 2005; accepted December 30, 2005)

Key words: *Al-Fe-Mo alloy, Melt spinning, Quasicrystals, Icosahedral phase, Thermal decomposition*

1. 서 론

급속응고 혹은 중력주조에 의해 Al 합금[1-8] 및 Mg 합금[9] 등에서 형성되는 준결정은 일반적인 결정구조에서는 나타나지 않는 5회, 8회, 10회 및 12회 등의 회전 대칭(rotational symmetry)을 갖는 특이한 원자구조로 이루어져 있다. 이러한 대칭요소는 장범위에 걸쳐서 주기적인 병진대칭(translational symmetry) 요소를 갖는 결정구조에서는 나타날 수 없기 때문에, 준결정은 준주기적(quasi-periodic) 혹은 비주기적(non-periodic)인 원자배열을 갖는다.

준결정은 그 독특한 원자배열 구조로 인해 기존의 결정질 금속재료와는 다른 물리적, 기계적 성질을 보인다. 즉, 고경도, 우수한 내마모성, 낮은 계면에너지로 인한 non-sticky 성질을 가지며, 금속재료임에도 불구하고 부도체에 가까운 전기 전도성 및 열 전도성을 갖는다[10, 11]. 따라서 준결정상의 이러한 기계적, 전기적 특성을 이용하여 기존의 금속재료보다 우수한 특성을 보이거나 혹은 전혀 새로운 성질을 갖는 재료를 개발하려는 노력이 이루어지고 있다[12-14]. 특히 준결정은 매우 경한 성질과 낮은 계면에너지로 인해 고강도 합금의 분산 강화재나 석출 강화재로의 응용 가능성은 매우 높다. 즉, 알루미늄, 마그네슘과 같은 연한 금속기지에 경한 준결정 입자를 분산시킴으로써 복합재의 기계적 성질을 향상 시키려는 연구가 현재 활발히 이루어지고 있다[15-18].

본 연구에서는 그동안 거의 연구가 되어있지 않은 Al-Fe-Mo 합금계를 선택하여 멜트스피닝법으로 시편을 제조한 다음, 준결정의 생성 조건과 열처리에 따른 열적 거동을 알아보고자 한다. 또한 급속응고한 합금은 일반적으로 많은 준안정상들을 형성하게 되는데, Al-Fe-Mo 합금의 경우에 생성된 준안정상의 종류와 이들이 열처리 조건에 따라 어떠한 상변태 거동을 보이는지 X-선 및 전자현미경을 이용하여 조사하였다.

2. 실험 방법

실험에 사용된 합금은 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$와 $Al_{82.5}Fe_{14}$

*E-mail : sukhwan@kumoh.ac.kr

$Mo_{3.5}$의 두 가지 조성을 선택하여 제조하였으며, 합금 주조는 고순도의 Al(99.99%), Fe(99.99%), Mo(99.9%)를 이용하여 Ar 분위기의 아크용해로에서 이루어졌다. 아크용해한 각각의 시편은 석영관내에서 재용해 시킨 후 멜트스피닝 장치를 이용하여 급속응고하였다. 이때 사용된 Cu 휠의 회전속도는 약 35 m/s이었으며, 합금은 0.03×2 mm 단면의 리본으로 제조되었다. 제조된 합금은 Cu K_a를 이용한 X-선 회절(XRD, Rigaku CN2301) 및 200kV 가속전압의 투과전자현미경(TEM, JEM200FXII, JEM 2010F)을 이용하여 상분석을 행하였다. TEM 관찰을 위한 시편의 준비는 이온빔 연마로 이루어 졌으며, 각 합금상의 화학조성 분석은 TEM에 부착된 에너지분산 X-선 분광기(EDS, Link)를 이용하였다. 급속응고된 시편의 열적 거동을 알아보기 위하여 시차열분석기(DTA)로 시편을 20K/min의 속도로 Ar 분위기 중에서 가열하면서 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 Al-Fe-Mo 합금계에서 준결정 및 준안정상의 생성

Fig. 1(a)는 멜트스피닝법으로 제조한 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금의 XRD 분석 결과를 보여준다. XRD 분석 결과에 의하면 모든 회절 피이크는 입방정으로 해석될 수 있었다. 또한 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금의 조직관찰 및 상분석을 위하여 TEM 관찰을 행하였다. Fig. 2와 Fig. 3에는 멜트스피닝한 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금의 미세조직과 전자회절도형을 나타내었다. TEM을 이용한 조직관찰 결과, 입방정 구조의 상과 정20면체 준결정상(icosahedral quasicrystalline phase, i-상)이 동시에 관찰 되었다. 그런데 이때 생성된 두 가지 상 중에서 대부분은 입방정 상으로 이루어져 있었으며, i-상은 극히 일부 영역에서만 관찰되었다. 이는 Fig. 1(a)의 XRD에서는 i-상의 피이크가 관찰되지 않는 이유를 설명해준다. Fig. 2(a)에는 입방정 상의 미세조직을 나타내었는데, 역위상경계로 보이는 결함의 존재로 인해 0.5-2.0 μm 정도의 크기를 갖는 결정립이 수십 nm 정도의 많은 아결정립으로 나뉘어져 있음을 관찰할 수 있다. Fig. 2 (b-d)의 전자회절도형에 의하면 이 상이 체심입방정(BCC) 구조로 이루어져 있음을 알 수 있으며, XRD와 TEM 결과로부터 이 상의 격자상수는 a = 0.93 nm로 측정되었다.

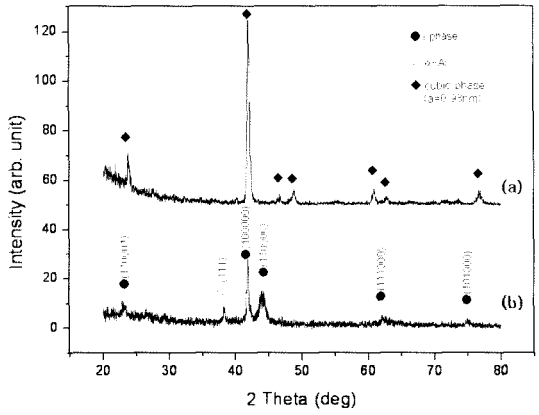

Fig. 1. X-ray diffraction patterns of the as-spun (a) $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ and (b) $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ alloys.

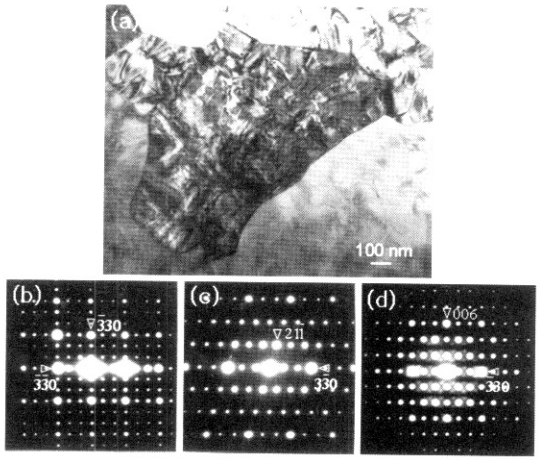

Fig. 2. TEM micrographs of a cubic phase in the as-spun $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ alloy (a) Bright field image, and selected area diffraction patterns taken from (b) [001], (c) [113], (d) [110] axis.

Fig. 3(a)의 조직 사진으로부터 알 수 있듯이 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금의 일부 영역에 존재하는 i-상의 각 결정립은 등축정으로 되어있고 약 1 μm 내외의 결정립도를 보였다. 각 결정립은 급랭응고한 준결정에서 흔히 관찰되는 반점형태의 미세구조(mottled structure)를 가짐을 알 수 있다. 또한 i-상으로부터 얻은 전자회절도형을 Fig. 3(b-d)에 나타내었는데, 준결정의 전형적인 대칭요소인 2회, 3회, 5회 회전축의 대칭요소를 보임을 알 수 있다. 특히 Fig. 3(b)의 2

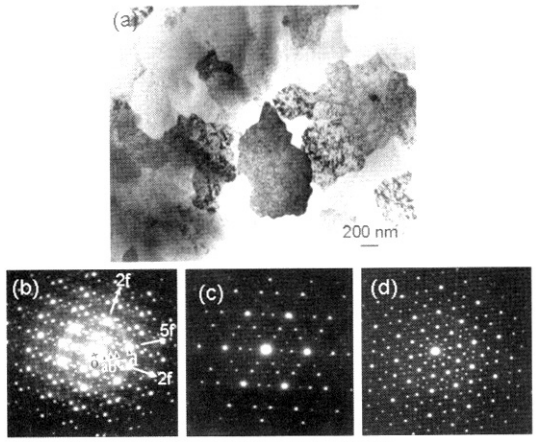

Fig. 3. TEM micrographs of an icosahedral phase in the as-spun $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ alloy (a) Bright field image, and selected area diffraction patterns taken from (b) 2-fold, (c) 3-fold, (d) 5-fold axis.

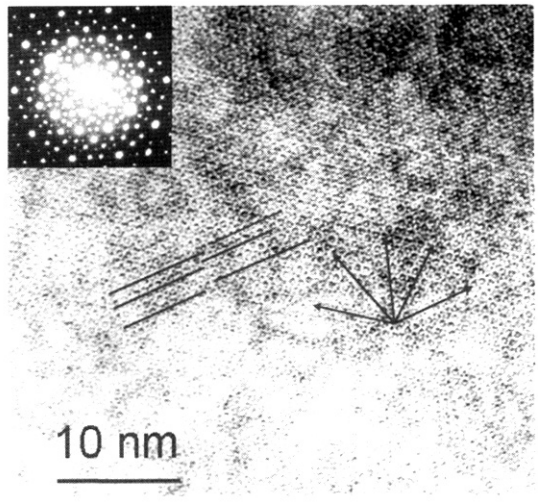

Fig. 4. High resolution electron microscope image taken from 5-fold axis of an icosahedral phase in the as-spun $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ alloy.

회 회전축에서 얻은 회절도형을 자세히 관찰해 보면, 5회 회전축 방향(그림에서 5f 화살표 방향)을 따라 각 회절점들이 투과점으로부터 τ^3배 거리로 팽창(inflation)하면서 위치해 있음을 알 수 있다. 여기서 τ는 황금비(golden ratio)를 의미하며, $\tau = (1+5^{1/2})/2 = 1.618...$이다. 즉, Fig. 2(b)의 투과점 o에서 회절점 d까지의 거리 od는 투과점에서 회절점 a까지의 거리 oa의 τ^3배에 해당한다. 그러나 거리 oa의 t배 및 τ^2배에 해당되는 위치에 존재하는 회절점 b, c는 강도가 매우 약하거나 보이지 않는다. 이러한 결과는 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금에서 형성된 준결정이 단순포(primitive) 6차원 입방정을 3차원으로 투영시킴으로써 얻어지는 P-형 준결정임을 나타낸다. i-상의 구조로는 P-형과 F-형 두 가지가 알려져 있는데, F-형은 면심(face centered) 6차원 입방정을 3차원으로 투영시켜 얻어지는 준결정을 의미하며 b와 c 위치의 회절점들도 강한 강도를 보이게 된다. F-형은 P형의 규칙화된 초격자로 해석되고 있다[10].

Fig. 4에는 i-상의 5회 회전 대칭축으로부터 얻은 고분해능 전자현미경(high resolution electron microscope, HREM) 조직사진을 나타내었다. HREM 조직사진을 정면이 아닌 옆으로 기울여 비스듬히 관찰하면 준결정의 격자 줄무늬를 관찰 할 수 있는데, 격자줄무늬의 간격이 긴 것과 짧은 것이 서로 비주기적으로 배열되어 있음을 알 수 있다. 또한 5회 회전 정대축에서 관찰했을 때, 결정학적으로 동등한 5개의 격자 줄무늬 방향을 HREM 사진상에 화살표로 표시하였다. 이러한 격자 줄무늬를 자세히 관찰해 보면 격자 줄무늬가 연속적으로 연결되어 있지 않고 중간에 끊어져서 좌우로 어긋나 있음을 관찰할 수 있는데 (예를 들면, HREM 사진 왼쪽 편에 6개의 실선으로 표시), 이는 준결정에서 독특하게 관찰 되는 페이존 결함(phason strain)을 나타낸다. 이러한 페이존 결함의 존재는 Al-Fe-Mo 준결정이 결정학적으로 볼 때 완벽한 구조의 준결정에서 벗어나있는 상태를 의미하며, 일반적으로 회절도형 상에서는 이러한 결함의 존재가 회절점들의 확대나 위치이동 등으로 나타나지만 HREM 사진에 삽입된 회절도형을 관찰해보면 이러한 경향이 두드러지지 않음을 알 수 있다. 이는 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금에서 생성된 준결정이 결정학적으로 비교적 양질의 구조를 갖는 상임을 나타낸다.

$Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금에서는 극히 소량의 준결정만이 관찰된 본 연구의 결과는 합금의 조성이 i-상의 조성으로부터 벗어나 있음을 나타낸다. Hui와 Chen[19]의 연구에 의하면 벨트스피닝한 $Al_{79.7}Fe_{11.0}Mo_{9.3}$ 조성에서 준안정 i-상이 형성된다고 보고되어 있다. 한편 Mukhopadhyay 등은[20, 21] 원소주기율표상에서 Mo와 같은 족에 속하는 W을 함유

한 $Al_{70}Fe_{20}W_{10}$ 합금을 멜트스피닝하면 0.457 nm의 준격자상수를 갖는 i-상이 형성되며, 이때 형성된 $Al_{70}Fe_{20}W_{10}$ 합금의 조직은 α-Al과 $Al_{65}Fe_{20}W_{15}$ 조성의 i-상이 공존하는 조직으로 이루어져 있음을 보고하였다.

$Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금에서 형성된 i-상의 정확한 조성을 측정하기 위하여 EDS 분석을 행하였으며, 그 결과 i-상이 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 조성을 갖는다는 것을 알 수 있었다. 이로부터 멜트스피닝법을 이용하여 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금을 제조하였다. 이렇게 제조된 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금 리본은 냉각속도에 따라 다른 미세조직을 보이는데, 냉각속도가 빠른 휠 쪽에서는 미세한 나노구조의 조직이 관찰되고 느린 냉각속도를 갖는 반대쪽에서는 수지상정이 잘 발달된 조직이 관찰되었다. Fig. 1(b)에는 멜트스피닝한 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금에서 얻은 XRD 결과를 나타내었다. 각각의 회절 피이크는 α-Al과 i-상으로 해석될 수 있었으며, i-상의 지수는 Elser[22]의 방식을 사용하여 나타내었다. 일반적으로 i-상의 준격자상수 a는 TEM 및 XRD에서 가장 강한 피이크인(100000) 피이크로부터 $a = (\lambda\pi t^3)/(4\pi\sin\theta)$ 식을 이용하여 구하게 된다. 이때 λ는 X-선(혹은 점자빔)의 파장, θ는 Bragg 각이다. Fig. 1(b)의 XRD 상의(100000) 피이크를 이용하여 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금에서 생성된 i-상의 준격자상수를 측정한 결과 0.4566 nm이었다. Fig. 5에는 멜트스피닝한 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 리본의 빠른 냉각속도 영역에서 얻은 명시야상 및 암시야상 조직사진과 회절도형을 나타내었다. 암시야상은 Fig. 5(c)의 환도형에서(100000) 및 (110000) 환의 일부(검은색 원으로 표시)를 이용하여 얻었다. Fig. 5(b)의 암시야상 사진으로부터 이 합금의 조직은 수내지 수십 nm의 입도를 갖는 나노 결정립들로 이루어져 있음을 알 수 있다. 이러한 나노 결정립들의 결정구조를 알아보기 위하여 얻은 전자회절 도형(Fig. 5(c))에서 각 환의 지수는 i-상의 지수로 매길 수 있었으며, 이는 XRD 결과와 잘 일치하였다. 또한 i-상 이외의 회절환이 관찰되지 않는다는 사실로부터 이 합금이 거의 단상의 i-상으로 이루어져 있음을 알 수 있다. 한편 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 리본에서 상대적으로 느린 냉각속도를 갖는 영역으로부터 얻어진 TEM 관찰 결과를 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 6(a)에 보인

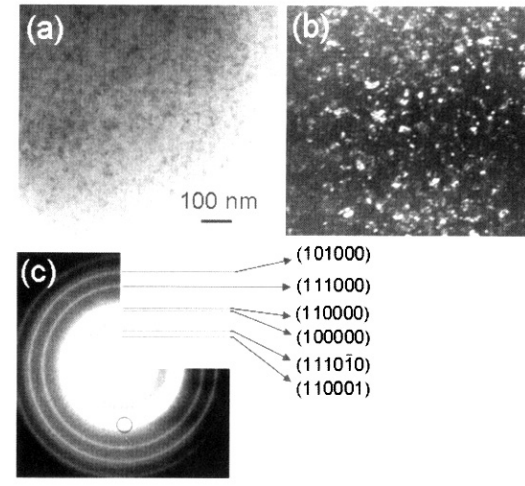

Fig. 5. TEM micrographs of the chilled region in the as-spun $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ alloy (a) Bright field and (b) dark field images, and (c) ring pattern.

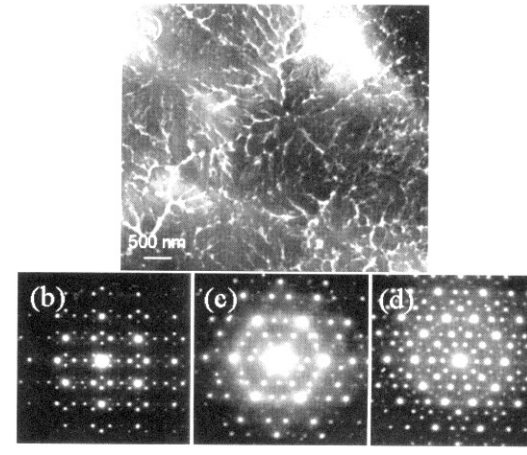

Fig. 6. TEM micrographs of the unchilled region in the as-spun $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ alloy (a) Bright field image and diffraction patterns taken from (b) 2-fold, (c) 3-fold, and (d) 5-fold zone axes.

바와 같이 느린 냉각영역에서는 결정립이 상당히 조대해져서 수 μm 정도의 입도를 보이며, 특히 수지상정이 매우 잘 발달해 있음을 알 수 있다. 수지상정의 전자회절 도형은 XRD 결과와 마찬가지로 i-상임을 보여준다(Fig. 6(b)-(d)). 한편 Fig. 6(a)의 i-상 수지상정의 가지 사이로 보이는 흰색 콘트라스트를 갖는 상은 α-Al으로 분석되었다.

이상의 결과로부터 Al-Fe-Mo 합금계에서도 i-상이

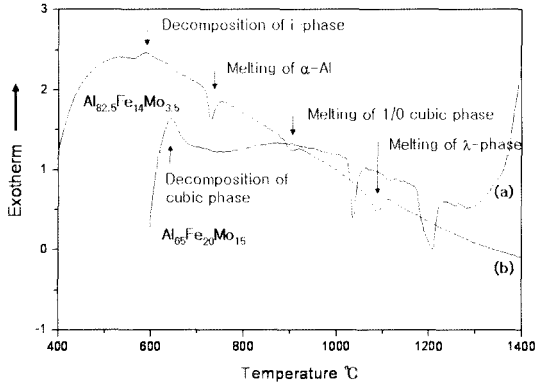

Fig. 7. DTA analysis of the as-spun (a) $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ and (b) $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ alloy.

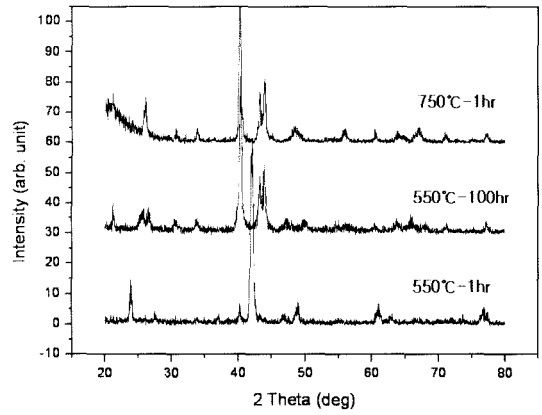

Fig. 8. X-ray diffraction patterns of $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ alloy heat treated at various temperatures.

얻어진다는 Hui와 Chen[19]의 연구결과를 확인하였다. 그러나 기존의 보고[19-21]와는 달리 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금조성에서 거의 단상의 i-상이 생성됨을 알 수 있었다. 준결정상은 매우 낮은 계면에너지를 갖고 있기 때문에 열처리에 따른 입자성장이 거의 일어나지 않을 뿐만 아니라, 자체적으로 뛰어난 강화효과도 보이는 것으로 알려져 있다. 따라서 열처리에 따른 준결정 및 준안정상의 분해거동을 조사하였다.

3.2. 열처리에 따른 준결정 및 준안정상의 상분해

멜트스피닝한 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 및 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금의 열적 안정성을 알아보기 위하여 DTA 분석을 한 뒤 그 결과를 Fig. 7에 나타내었다. Fig. 7(a)의 DTA 결과로부터 비록 결정화에 따른 발열 피이크의 위치가 명확하진 않지만, $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금이 약 640°C에서 발열 피이크를 보임을 알 수 있다. 이는 멜트스피닝에 의해 생성된 큰 단위포(a = 0.93 nm)의 입방정과 i-상이 준안정상이며, 이 온도에서 다른 상으로 분해 됨을 보여준다. 이 상의 변태거동을 알아보기 위하여 각각 DTA 발열 피이크 전후의 온도인 550°C와 750°C에서 열처리를 행하였다.

Fig. 8에는 열처리한 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금의 XRD 분석결과를 나타내었다. Fig. 1과 Fig. 8로부터 550°C에서 1시간 열처리했을 경우에는 결정구조의 변화가 일어나지 않음을 알 수 있다. 하지만 DTA 분석시 상분해 온도보다 높은 750°C에서 1시간 열처리했을 경우에는 전혀 새로운 회절 피이크가 생성됨을 알 수 있으며, 상분해 온도보다 낮은 550°C에서 100시간 열처리한 경우에도 동일한 상으로 변태됨을 알 수 있다.

Fig. 9(a)는 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 리본을 750°C에서 1시간 열처리할 경우 입방정(a = 0.93 nm)상과 i-상이 100-300 nm의 결정립도를 갖는 두 종류의 상으로 분해 됨을 보여준다. 변태 생성물에 대한 전자회절도형을 Fig. 9(b-e)에 나타내었다. XRD 및 전자회절도형의 결과를 종합해볼 때 열처리에 의해 생성된 상은 두 종류 모두 BCC 구조를 갖고, 격자상수는 각각 a = 0.62 nm, a = 0.31 nm로 측정되었다.

또한 거의 i-상 단상의 합금인 $Al_{79.7}Fe_{11.0}Mo_{9.3}$ 리본의 DTA 결과를 Fig. 7(b)에 나타내었는데, 멜트스피닝한 상태에서 존재하는 i-상이 약 580°C 부근에서 다른 상으로 분해 됨을 알 수 있다. 이러한 결과를 바탕으로 상변태 후 생성된 상의 종류를 알아보기 위하여 변태온도보다 높은 700°C에서 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금 리본을 약 1시간 동안 열처리한 후, XRD 분석 결과를 Fig. 10에 나타내었다. 각 회절 피이크는 입방정과 단사정으로 해석될 수 있었으며, 입방정의 격자상수는 a = 0.757 nm로 측정되었다. 또한 단사정 상은 $Al_{13}Fe_4$ 형태의 λ-상으로 해석되었다.

일반적으로 준결정유사상은 준결정과 비슷한 화학조성 및 기계적 특성을 보이는 결정상으로서 결정학적으로는 6차원 입방정을 3차원의 물리적 공간으로 투영할 때, 투영각도와 관련되어 해석된다. 즉, 준결

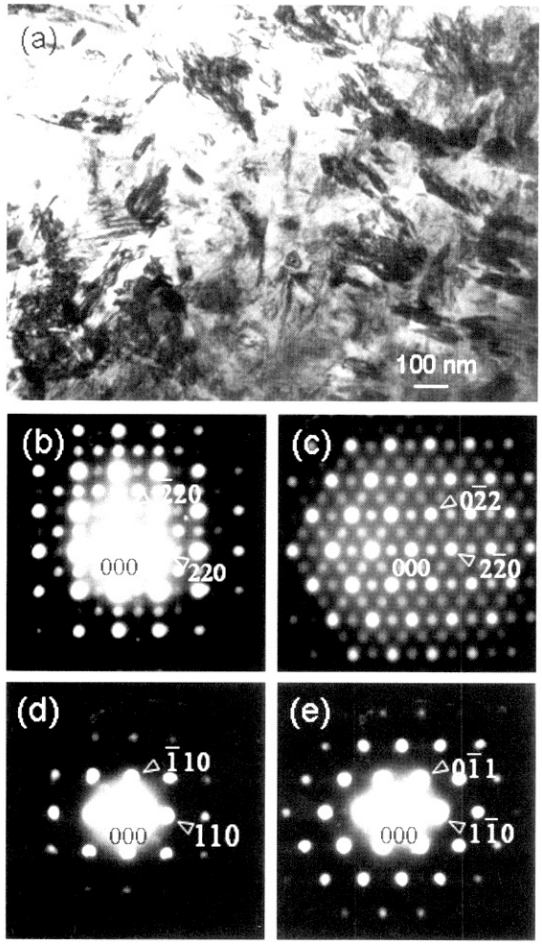

Fig. 9. TEM micrographs of cubic crystalline phases in the $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ alloy heat treated at 750°C for 1hr. (a) Bright field image and (b)-(e) micro-diffraction patterns showing different cubic lattice constants; (b),(c) a = 0.62 nm and (d),(e) a = 0.31 nm. (b),(d) [001] axis and (c),(e) [111] axis.

정이 $\tan\alpha = 1/\tau$를 만족하는 각도로 투영되어 만들어지는데 반해 준결정유사상은 $\tan\alpha$ = 1/1, 1/2, 2/3, 3/5,... 등의 Fibonacci 수열과 관련된 각도로 투영되어 생성된다. 이러한 방법으로 만들어지는 준결정유사상은 1/0, 1/1, 2/1, 3/2, 5/3, 8/5, ..., τ로 명명된다. $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금을 열처리 했을 때 생성된 입방정상은 1/0 준결정유사상으로 해석될 수 있었다. 1/0 입방정 및 λ-상 모두 준결정과 유사한 구조를 갖는 상으로 알려져 있으며, 보통 준결정 합금 조성에 가까운 조성을 갖는다.

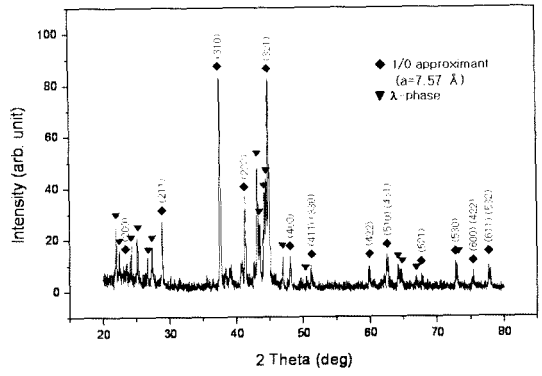

Fig. 10. X-ray diffraction patterns of $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ alloy heat treated at 700°C for 1 hr.

Hui와 Chen[19]의 연구에 의하면 멜트스피닝한 $Al_{79.7}Fe_{11.0}Mo_{9.3}$ 합금의 준안정 i-상은 열처리에 의해 세 개의 결정상($Al_{13}Fe_4+Al_5Mo+Al_{12}Mo$)이 공존하는 조직으로 변태되고 결정화 온도는 약 598°C라고 보고하고 있다. 한편 Mukhopadhyay 등은[20, 21] α-Al과 $Al_{65}Fe_{20}W_{15}$ 조성의 i-상이 공존하는 $Al_{70}Fe_{20}W_{10}$ 합금을 550에서 열처리하면 α-Al과 i-상이 세 개의 평형상(α-Al+Al_5W+$Al_{13}Fe_4$)으로 변태된다고 보고하였다. 하지만 본 연구의 i-상 분해온도 및 변태생성물은 이들의 보고와는 다른 결과를 보였다.

4. 결 론

멜트스피닝법을 이용하여 제조된 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금과 $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금에서 형성된 준안정상의 종류와 이들의 열적 안정성에 미치는 열처리 효과의 영향에 대하여 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 급랭응고 상태에서 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금은 체심입방정(a = 0.93 nm)과 i-상이 형성되었고, $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금은 거의 단상의 i-상이 형성되었다.

2. Al-Fe-Mo 합금에서 생성된 준결정 i-상은 P-형으로 0.457 nm의 준격자상수를 가지며 열적으로 준안정상태인 것으로 판명되었다.

3. 급랭응고 상태에서 생성된 모든 상들은 열처리에 의해 분해되어 새로운 안정상으로 변태되었다. 변태 생성물은 $Al_{65}Fe_{20}Mo_{15}$ 합금의 경우 두 종류의 체심입방정(a = 0.62 nm, 0.31 nm)이었고, $Al_{82.5}Fe_{14}Mo_{3.5}$ 합금의 경우 입방정(a = 0.757 nm)과 단

사정 λ-상이었다. 이때 입방정상은 1/0 준결정유사상으로 판명되었다.

참고문헌

1. D. Shechtman, I. Blech, D. Gratis and J.W. Cahn, Phys. Rev. Lett., **53** (1984) 1951.
2. A. P. Tsai, A. Inoue and T. Masumoto, Japan. J. Appl. Phys., **26** (1987) L1505.
3. A. P. Tsai, A. Inoue and T. Masumoto, J. Mater. Sci. Lett. **7** (1988) 322.
4. A. P. Tsai, A. Inoue and T. Masumoto, Mater. Trans. JIM, **30** (1989) 666.
5. L. X. He, Y. K. Wu and K. H. Kuo, J. Mater. Sci., **7** (1988) 1284.
6. A. P. Tsai, A. Inoue, Y. Yokoyama and T. Masumoto, Mater. Trans. JIM, **31** (1990) 98.
7. P. Sainfort and B. Dubost, J. Phys. (Paris), **47** (1986) C3-321.
8. Z. Mai, B. Zhang, M. Hui, Z. Huang and X. Chen, Mat. Sci. Forum, **22-4** (1987) 591.
9. C. L. Henley and V. Elser, Phil. Mag., **B53** (1986) L59.
10. C. Janot, Quasicrystals:A Primer, 2nd ed, Oxford University Press, New York, (1994).
11. Z. M. Stadnik, Physical Properties of Quasicrystals, Springer Verlag, (1999).
12. J. M. Dubois, S. S. Kang and A. Perrot, Mater. Sci. Eng., **A179/180** (1994) 122.
13. A. Perrot and J. M. Dubois, Ann. Chim. Fr., **18** (1993) 501.
14. W. J. Kim and K. F. Kelton, Phil. Mag., **A72** (1995) 1397.
15. A. Inoue, H. M. Kimura and T. Masumoto, Mater. Trans. JIM, **35** (1994) 85.
16. D. H. Bae, S. H. Kim, D. H. Kim and W. T. Kim, Acta Mater., **50** (2002) 2343.
17. D. H. Bae, M. H. Lee, K. T. Kim, W. T. Kim, and D. H. Kim, J. Alloy. Compd., **342** (2002) 445.
18. A. Singh, M. Nakamura, M. Watanabe, A. Kato and A. P. Tsai, Scripta Mater., **49** (2003) 417.
19. M. Hui and X. Chen, Solid State Commun., **68** (1988) 813.
20. N. K. Mukhopadhyay, G. C. Weatherly, D. J. Lloyd and J. D. Embury, Scripta Met. Mater., **27** (1992) 111.
21. N. K. Mukhopadhyay, G. C. Weatherly, D. J. Lloyd and J. D. Embury, J. Non-Cryst. Solids, **153-154** (1993) 63.
22. V. Elser, Phys. Rev., B32 (1985) 4892.
23. A. P. Smith and N. W. Ashcroft, Phys. Rev. Lett., **59** (1987) 1365.
24. P. A. Bancel and P. A. Heiney, Phys. Rev., **B33** (1986) 7917.