제9회 재료 · 물성 심포지엄
Proc. of the Ninth Conference on Materials and Material Properties
대한금속학회, 1996. 5. 23

기계적 합금화된 과포정 Al-Ti 합금에서 Al_3Ti-화합물 형성

금동화, 김긍호, 김혜성
한국과학기술연구원 금속연구부

Formation of Al_3Ti Compound from Mechanical Alloyed Hyper-peritectic Al-Ti Alloys

Dong Wha Kum, Gyeung Ho Kim and Hye-Sung Kim
*Division of Metals, Korea Institute of Science and Technology,
P.O. Box 131, Chungrang-ri, Seoul

ABSTRACT

Mechanical alloying is an effective method to finely distribute inert dispersoids in Al alloys. High melting point aluminides formation by precipitation from supersaturated Al powders is well documented. Role of undissolved nano-sized solute particles in the mechanically alloyed powders is not suitably studied. In this study, formation of Al_3Ti from mechanical alloyed hyper peritectic Al-Ti powders(MAed Al-Ti powders, henseforth) is presented.

Thermodynamically stable Al_3Ti phase was formed directly from the MAed Al-Ti powders with less than 15wt%Ti upon annealing. However, the Al-Ti powders with higher Ti content exhibited different annealing behavior. Intermediate phases of cubic Al_3Ti and tetragonal $Al_{23}Ti_8$ were observed at 300-400℃ and 400-500℃, respectively, before the MA state reached to the grobal equilibrium at 600℃. Current observation of the metastable $L1_2$ Al_3Ti phase in the MAed alloys is new. The result was interpreted by interdiffusion of Al and Ti in solid state based on the fact that large amount of nano-sized Ti particles of Ti(O,N) form existed in the milled powders.

1. 서 론

기계적 합금화에 대한 연구는 이 방법으로 평형상태나 급냉응고법으로도 얻을 수 없는 수배 이상의 과고용을 얻을 수 있고, 준안정상과 비정질상이 형성되기 때문이다[1-3]. 기계적 합금법으로 과포정 Al-Ti 합금을 제조하면, 고용한보다 Ti가 Al 내에 과고용되고, 열처리에 의하여 미세한 Al_3Ti가 균일하게 형성되어 고온에서도 안정하고 열간의 기계적 성질이 개선된 분산강화형 합금을 얻을 수 있다. 분산강화형의 과포정 Al-Ti 합금을 개발하기 위해서는 기계적합금화 분말에서 Al_3Ti-상이 형성되는 현상에 대한 정량적인 이해가 필요하다.

지금까지의 기계적 합금화에 의한 과포정 Al Ti합금에 관한 대부분의 연구는 합금화 기구, 합금화공정 제어제의 영향, 미세조직의 제어, 그리고 첨가 원소가 기계적 특성에 미치는 영향 등의 고찰에는 주력해 왔으나[4-7], 합금화 공정 중에 나타나는 Ti의 과고용에 대한 연구는 매우 미비하여 현상학적인 보고 외에는 정량적인 연구가 체계적으로 이루어지지 않았다[8]. 따라서, 합금화 분말의 어닐링과정에서 Al_3Ti의 생성은 과고용된 분말에서 석출현상으로만 논의 되었고 기계적합금화 상태에 과고용되지 않고 잔류된 나노크기의 Ti 입자의 역할과 영향에 대한 연구는 보고되지 않았다.

본 연구에서는 SPEX Mixer/Mill을 사용하여 Ti가 Al에 과고용되는 현상의 정량적 해석을 시도하였으며, 과포정 Al-Ti 합금에서 Ti의 고용도는 2.46wt%이고 많은 양의 Ti가 나노 크기의 작은 입자로 잔류됨을 관찰하였다. 이런 사실에 근거하여 기계적 합금화 분말의 어닐링시 Ti-알루미나이드의 형성과정을 해석하였다. 본 연구를 통하여 기계적 합금화된 또한 합금분말의 열처리를 통해서 준안정상인 입방정의 Al_3Ti가 형성됨을 관찰하였으며, 나노-크기의 Ti상이 Al_3Ti상의 형성에 미치는 영향을 고찰하였다.

2. 실 험 방 법

2.1 기계적 합금화 분말 제조 및 분석

기계적 합금화의 초기 원료로 Al 분말은 (주)창성 사의 순도가 99.9%인 45~75㎛크기의 좁은 입도 분포를 갖는 분말을 사용하였고, Ti는 세락 (cerac)사의 분말로 순도가 99.9%이고, 평균입도 15㎛이하의 분말을 사용하였다. 기계적합금화 장치로는 SPEX사의 믹서/밀(SPEX 8000)을 사용하였다. 스텐인레스 304로 만든 용기(2.25″ × 3″)에 볼과 분말은 무게비 5:1로 장입하여 시험하였다. 원료간의 과잉압접을 방지하고, 효과적인 합금화를 위하여 스테아릭 산을 사용하였는데, 장입원료의 1wt%를 공정제어제로 첨가하였다.

기계적합금화 시료의 상분석 및 격자상수의 측정은 Si-표준분말을 섞어서 연속주사(continuous scan)와 단계별 주사(step scan)방식으로 XRD 스펙트럼을 얻었다. 연속주사는 20-90° 주사범위에서 4°/min의 속도로 기록하였고, 단계별 주사의 주사범위는 27-48.5°로 매 0.04°마다 20초 동안의 X-선 회절 강도를 기록하였다. 단계별 주사방식으로는 Ti 고용에 따른 Al 격자상수 변화 측정으로 고용도를 분석하였고, 연속주사 방식에 의해 결정의 크기 및 격자 변형량을 분석하였다. 격자 상수의 결정은 Si(111) 과 Si(220)으로 회절각의 편차를 보정한 후 Al(111) 피이크를 가우시안 함수화하여 피이크 위치를 계산하였다. 결정립 크기와 격자 변형량 역시 각 피이크를 가우시안 함수화한 다음 Al(111), Al(200), Al(220) 피크들의 반가폭을 사용하여 Williamson-Hall (W.H)방법[9]으로 결정하였다.

2.2 열처리 및 미세구조의 관찰

과고용된 Ti의 석출 거동 및 미세하게 존재한 Ti상의 온도에 따른 반응 거동을 해당 온도에서 어닐링 시험으로 조사하여 분석하였다. 어닐링 시험은 시료를 진공 밀봉 (10^{-2} torr)하여

200-600℃ 온도에서 5시간 동안 어닐링한 후 수냉하여 상변화, 결정격자의 크기, 스트레인 변화 및 각 상의 열 안정성을 조사하였다.

미세구조의 관찰은 에너지 분산 X-선 분광기가 부착된 Philips CM 30 TEM을 이용하였으며, 사용한 가속전압은 200 kV이었다. 시편준비는 기계적 합금화된 분말을 G1 에폭시 (Gatan 사)와 함께 섞어서 열경화시킨후, 50㎛ 두께로 기계적 연마한후, 아르곤 빔을 이용하여 6kV의 가속전압으로 12 ~ 15 °의 각도로 양면 밀링하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 기계적 합금화를 통한 Al-Ti 분말의 고용한계

과포정 Al-Ti 합금의 고용화 현상 해석을 위한 밀링시간은 15 시간으로 결정하였다. 이 시간에서 Al 입자크기는 20nm의 균일한 미세조직을 가지며 입자크기 감소가 더 긴 밀링 시간에서도 관찰이 되지 않으므로 Al-Ti 합금 분말은 기계적합금화에 의하여 정상 상태에 도달했다고 간주할 수 있다[10].

다음은 공정시간 동안 밀링후 Al-Ti분말의 Ti고용도와 나노 크기의 Ti입자에 대한 분석결과 이다. 기계적 합금화에 의해서 결정립이 미세해지고, 결정격자가 심하게 변형을 받기 때문에 XRD 피이크가 매우 넓게 퍼져서, 단순히 피이크의 소멸현상으로 고용현상을 정량화 하는데 한계가 있다[10]. 따라서 Ti이 Al에 고용됨에 따라 Al의 격자상수가 감소하는 함수관계를 이용하여 Ti의 Al에 고용도를 Al의 격자상수 변화로 부터 산출하였다. 과포정 영역에서 Ti의 고용도와 Al의 격자상수 관계는 Bletry와 Falkenhagen에 의해 보고된 바 있으며, 재료내에 Al_3Ti 상이 생성되지 않은 영역에서 Al내의 Ti 함량에 따른 Al의 격자상수 변화 폭을 보고한 다음의 Falkenhagen 식[11]이 고용도 추정에 이용되었다.

표 1은 기계적 합금화된 Al-2~20wt%Ti 시료의 공정시간(15 시간)동안 밀링후 Al의 격자상수 변화를 나타낸 것으로, $\triangle a_o = -0.0054$ Å /1wt%Ti의 관계식으로 계산하였다.

Table 1. Solubility of Ti in Al after 15hours of milling

Specimen	Lattice parameter change (Å)	Solubility of Ti in Al (wt%)
Al-2wt%Ti	0.004665	0.86
Al-5wt%Ti	0.005374	1.00
Al-10wt%Ti	0.006690	1.24
Al-15wt%Ti	0.012955	2.40
Al-20wt%Ti	0.013257	2.46

표 1의 결과는 15시간의 기계적 합금화로 Ti의 Al에 최대고용도는 2.46wt%Ti에 불과하고 이보다 많은 Ti는 나노 크기의 작은 Ti 상으로 잔류되어 있음을 의미한다. 따라서, 열처리과정에서 Al_3Ti의 형성에는 과고용된 Ti의 석출과 잔류 Ti의 역할을 같이 고려하여야 한다.

3.2 MA Al-Ti 분말에서 알루미나이드의 형성거동

과포정 Al-Ti합금 분말을 고온에서 어닐링처리하면 Al_3Ti형태의 아루미나이드가 형성된다. 그런데, 본 연구에서 15시간 밀링된 Al Ti분말에서 알루미나이드가 형성되는 과정은 Ti의 함량과 밀링시간에 따라서 차이가 있음이 관찰되었다. 즉, Ti 함량이 적은 영역 (<10wt%Ti)과 Ti 함량이 비교적 큰 영역(>10wt%Ti)에서 알루미나이드 형성 거동에 차이가 발견된다. 이런 예를 그림 1에 나타내었다.

그림 1에 (a) Al-5wt%Ti 분말과 (b) Al-20wt%Ti 시편의 열처리 온도에 따른 Al_3Ti 형성이 비교되어있다. (a)의 MA Al-5wt%Ti 시편에서는 300℃ 까지는 새로운 상이 나타나지않고, Al 피이크의 위치가 약간 저각으로 변한다. Al 피이크가 저각으로 변한 것은 Al(Ti) 고용체로부터 Ti가 빠져나와서 Al의 격자상수가 증가하기 때문이다. 어닐링 온도가 400℃ 이상이 되면, 평형상 DO_{22}-형태의 Al_3Ti가 석출되어 평형상태도로부터 쉽게 해석이 가능하다. 평형상 Al_3Ti의 재석출 거동은 과고용된 RSP 합금 분말의 어닐링처리에서도 똑같이 관찰된다.

(b)의 MA Al-20wt%Ti 시편의 어닐링처리 결과는 평형상태로 변태되기 전에 2 가지의 전이상(transient phase)이 형성을 보여준다. XRD 스펙트럼에는 준안정상인 입방정 $L1_2$-Al_3Ti가 300℃에서 형성되고 400℃까지 안정성을 유지한다. 열처리 온도가 500℃ 이상이 되면 새로운 전이상이 분명하게 나타난다. 400℃ 이상에서 형성된 전이상의 피이크의 위치로 부터 $Al_{24}Ti_8$로 분석되었다. 새로운 상의 결정구조는 사방정이고, DO_{22}-type Al_3Ti와 c/a 비가 다른 규칙초격자로 알려진 저온상이다[12]. $Al_{24}Ti_8$ 피이크는 400 ~ 500℃에서 관찰되며, 600℃ 이상이 되면, 고온 안정상인 DO_{22}-형태의 Al_3Ti 상으로 변태한다.

기계적 합금화된 Al-Ti 합금분말의 Ti%에 따른 어닐링거동을 그림 2, (a)에 요약하였다. Ti 함량이 15wt% 미만이면, 400℃ 이상에서 MA Al Ti 합금은 평형상태로 직접 변태한다. Ti 함량이 15% 이상이면, 입방정 Al_3Ti이 300℃에서 형성되고 400℃ 이상이 되면, 사방정 $Al_{24}Ti_8$ 전이상도 관찰되었다. 전이상은 각각 400~500℃까지 열안정을 유지하였으며, 600℃ 이상의 고온이 되면, 평형상 DO_{22}-Al_3Ti 상으로 변태하였다.

그림 2, (b)는 MA Al-20wt%Ti 분말의 어닐링 거동을 밀링시간에 따라서 정리한 결과이다. 특기할 사항은 Ti함량이 높은 경우에, 어닐링시에 전이상이 나타나는 온도구간이 밀링시간에 따라서 변한다는 점이다. 밀링시간이 길수록 준안정상의 온도구간이 넓어진다.

3.3 입방정 Al_3Ti 상의 형성경로

기계적 합금화에 의해 제조된 Al-Ti 분말에서 관찰된 입방정 형태의 Al_3Ti는 이전에 보고된 적이 없으며, 2원계 Al Ti합금 계에서 고상 반응에 의해서 형성되고 높은 온도까지 열 안정성을 보여 주었다. 최근 Fan 등이 Al/Ti 계면에서 규칙상인 $L1_2$-Al_3Ti의 형성을 보고하였으나, 이는 밀링과정에서 생성된 것이고, 부분적으로 $L1_2$ 규칙화된 상태이며 밀링말기에 불규칙상태로 변한다[13].

$L1_2$-Al_3Ti의 형성은 크게 두 가지 경로로 가능하다. 한가지는 2원계 합금의 급냉응고에 의해 가능하며, 다른 한가지 방법은 Al-Ti계에 천이원소를 첨가함으로써 가능하다. 전자의 경우는 13wt%Ti 조성 영역에서 액상으로부터 급냉될 때 안정상 Al_3Ti의 형성이 억제되고, 준안정상 형태로 급냉응고될 수 있음이 Hori 등에 의해 발견되었다. 급냉응고에서 생성된 준안정 Al_3Ti 상은 각 Al 결정립의 내부에 꽃잎모양로 존재하며, 형성된 $L1_2$ Al_3Ti 상은 500℃ 이상의 온도에서 안정상 DO_{22}-Al_3Ti로 변태 한다[14]. 준안정상 $L1_2$ - Al_3Ti를 형성하고 안정화시키는 또 한가지 방법은 2원계 Al-Ti 합금에 천이원소를 첨가하는 것이다. 많은 연구자들에 의해 Cu, Fe, Ni, Mn 혹은 Co 등의 천이원소가 Al-Ti 합금에 첨가되었고, $L1_2$ 형태의 Al_3Ti의 안정성이 향상되었다. 생성된 $L1_2$-$(Al,TM)_3Ti$ 상은 급냉응고가 아닌 주조와 같은 비교적 느린 응고법에 의해서도 안정화될 수 있음이 밝혀졌다[15-18]. 첨가된 천이원소의 대부분은 Al의 자리를 치환하여 $(Al,TM)_3Ti$ 화합물을 형성하고, 전자배열을 변화하여, 입방정 결정구조를 안정화시키는 것으로 알려져 있다.

기계적 합금화된 과포정 Al-Ti 합금 계에서 Ti 알루미나이드는 열처리 동안 Al과 나노 크기의 Ti의 고상반응이나 혹은 과고용된 Ti의 재석출에의해 형성될 수 있다. Al(Ti) 과고용체의 어닐링 처리는 평형상태의 열역학적 개념에 의해 예상된 것과 마찬가지로 안정상의 재석출을 초래했다. 그러므로, 고온에서 안정상 DO_{22} 형태의 Al_3Ti의 형성은 유사하게 해석될 수 있다.

형성된 입방정 Al_3Ti의 형성 경로는 아래와 같이 유추해 볼 수 있다. Ti 함량이 많을수록

MA 분말에 잔류된 나노 크기의 Ti상의 양은 많아진다. 따라서, Al 기지와 Ti 사이의 상호확산에 의한 고상반응이 일어날 가능성이 크며 준안정상 형성을 설명하는데 고려될 수 있다. Loo 와 Rieck 등은 확산 커플이 516-642℃에서 열처리될 때, 증착된 순수 Al층과 여러 가지 Ti-Al합금에서 2가지 형태의 Al_3Ti 층이 계면에서 빠르게 형성되고, 이들의 형성은 어닐링온도에 의존함을 보고하였다[12]. 저온에서는 형성된 저온상은 즉시 평형상 (고온상)으로 변태 하지 않았다. 이 결과는 Al-Ti 계면에서 상호 확산에 의해 준안정 Al_3Ti가 형성될 가능성이 크다는 것을 나타낸다. 이런 가능성의 증거는 그림 3, (b에서 관찰할 수 있다. 준안정상 Al_3Ti는 300 - 400℃에서 형성되고, Al 피이크를 자세하게 분석해도 저각으로의 피이크 이동이 없다. 만약, 준안정상이 용해된 Ti의 석출 경로로부터 형성되었다면, Al의 피이크는 저각으로 이동해야 한다.

준안정 Al_3Ti상의 형성은 위에서 언급한 계면반응과 더불어 나노 크기의 Ti상의 화학적 변화에 관계된 것으로 해석된다. 미소 크기의 Ti상은 밀링동안 심하게 스트레인 받았으며, 주위 분위기로부터 O, N이 혼입 될 가능성이 크고, Ti(O,N)의 형태를 갖을 수 있다. 그림 3 (a)는 밀링시간에 따른 O, N, C의 함량 분석 결과를 보여주는 것이다. 기계적 합금화된 과포정 Al-Ti 합금분말의 가스분석 결과에서도 상당량의 O, N이 혼입 되었음이 확인되었다. Ti의 위의 두 가지 화학적 상태는 어닐링 초기에 준안정상을 형성하는데 기여했을 가능성이 크다. 또한 Al_3Ti와 같은 A_3B화합물의 결정구조는 전자의 배열에 영향을 미치는 불순물과 스트레인에 민감하다.

최근 Guo 등은 Ti과 Al+Ti의 혼합물을 기계적합금화 하여 밀링과정 동안 미소 크기의 Ti상이 O, N의 혼입에 의해 변화되어서 준안정 (Ti,O)N을 형성하는 과정을 설명하였다[19]. 이와 같은 연구는 Saji 등의 Al-6at%Ti와 Al-12.4at%Ti합금의 연구 결과에서도 확인되었으며, 밀링과정 동안 많은 양의 O, N의 혼입결과로 설명하였다[20]. Guo 등은 낮은 Ti 함량에서 Al-Ti계의 오랜 시간 밀링후 형성된 FCC 상은 오히려 격자상수의 변화 없이 안정함을 관찰했으며, Suryanarayana 등은 형성된 상은 (Ti,Al)N형태라고 제안했다[21]. 위와 같은 사실은 미소 크기의 Ti이 입방정 혹은 그와 유사한 원자적 배열을 가질 가능성이 크다는 것을 의미한다. 즉, 본 연구에서 생성된 준안정 Al_3Ti은 입방정 형태의 Al과 입방정 형태의 전자배열로 바뀌어진 미소 크기의 Ti 사이의 상호 반응에 의해 쉽게 형성될 수 있는 가능성이 크다는 것이다. 본 연구에서는 또 하나의 재미있는 현상이 관찰되었다. 그림 3 (b)는 어닐링 온도에 따른 O, N의 함량 변화를 보여주는 것이다. 어닐링 온도가 높아지면 N의 함량이 감소하는 경향을 보인다. 이는 나노크기의 Ti이 Guo 나 Suryamarayana 등이 보고한 (Ti,O)N나 Ti(Al,O)N의 형태로 존재하는 것이 아니라 Ti(Al, O, N)의 형태로 존재할 가능성이 큼을 보여주는 결과이다. 그 이유는 나노크기의 Ti이 TiN의 형태로 존재하면, 분해 온도가 3000℃ 이상임을 감안할 때 400℃온도에서 분해되기 어렵기때문이다. 그러나, O, N 혼입에 의해 변태된 준안정 Ti상이 준안정 형태의 Al_3Ti 상을 형성한다는 가정은 더 조사되어야 할 필요가 있다.

위와 같은 연구를 기초로 할 때, 사방정 Al_2Ti_8 상의 존재는 400 - 500℃에서 평형상태로 변태 하는 중간 과정으로 이해할 수 있다. 즉, 온도가 증가함에 따라, 준안정 Al_3Ti상은 평형상의 구조로 재배열되고, 높은 온도에서는 전이상의 c/a 비가 미소 원자의 원자배열을 통해 안정한 값으로 변할 구동력이 충분하다.

4. 요약 및 결론

1. 기계적 합금화된 과포정 Al-Ti합금 분말의 Al내에 Ti의 고용도는 2.46wt%이고, 크기가 수십 나노메타인 과고용된 Al(Ti)와 Ti분말이 혼합되어 있는 균일한 미세조직을 가진다.

2. 과포정 영역에서 Ti의 함량이 큰 합금분말을 어닐링하면 준안정상인 입방정의 Al_3Ti가 형성된다. 준안정상 Al_3Ti는 200℃의 온도에서 어닐링할때 형성되고, 온도가 더욱 높아져 500℃가 되면 안정상인 사방정의 Al_3Ti로 변태된다. 어닐링에 의해 형성된 준안정상은 400℃까지 안정한 것으로 관찰되었다.

3. MA 분말을 어닐링할때 준안정상인 Al_3Ti가 생성되는 과정은 MA 과정 중에 혼입된 O, N이 나노 크기의 Ti입자와 반응하여 FCC 형태로 천이 과정 중인 Ti(O,N)이 형성되고 입방정 Al과의 반응에 의해 생성되는 것으로 판단된다.

참 고 문 헌

1. R. B. Schwarz and W. L. Johnson: Appl. Phys. Lett., 1973, Vol.49, p.146.
2. R. B. Schwarz, R. R. Petrich and C. K. Saw: J. Non-Crystalline Solids, 1985, Vol.76, p.281.
3. P. Y. Lee, C. C. Koch: J. Non-Cryst. Solids, 1987, Vol.94, p.88.
4. I. H. Moon, J. H. Lee, K. M. Lee and Y. D. Kim: Scripta. Met., 1995, Vol.32, p.63.
5. J. A. Hawk, K. R. Lawless and H. G. F. Wilsdorf: Scripta. Met., 1989, Vol.23 p.119.
6. W. E. Frazier, M. J. Koczak: Dispersion Strengthened Aluminum Alloys, ed., Y. W. Kim, W. M. Griffith, TMS, Warrendale, PA, 1988, pp.573-601.
7. D. H. st John, L. M. Hogan: J. Mater. Sci., 1980, Vol.15, p.2369.
8. P. W. Sonawane, W. Krishnaswamy, A. Dutta and R. Sundaresan: Mat. Sci. Forum, 1992, Vol.88-99, p.649.
9. G. K. Williamson and W. H. Hall: Acta Metall., 1953 Vol.1 p.22.
10. G. H. Kim, H. S. Kim and D.W. Kum: Scripta Met., 1996, Vol.34, No.3, p.421
11. A. Tonejec and A. Bondfacic: Scripta Met., 1969, Vol. 3, p.145.
12. F. J. J. van Loo and G. D. Rieck: Acta Met., 1973, Vol.21, p61.
13. G. J. Fan, M. X. Quan and Z. Q. Hu: Scripta Met., 1995, Vol.33, p.377.
14. S. Hori, H. Tai and Y. Narita: Rapidly Quenched Metals, ed., S. Steeb and H. Warlimont, London, Elsevier Science Publishers B. V., 1985, p.911-914.
15. H. Mabuchi, K. Hirukawa, K. Katayama, H. Tsuda and Y. Nakayama: Scripta Met., 1990, Vol.24, p.1553.
16. J. P. Nic, S. Zhang, and D. E. Mikkola: Scripta Met., 1990, Vol.24, p.1099.
17. H. Mabuchi, K. Hirukawa, H. Tsuda, and Y. Nakayama: Scripta Met., 1990, Vol.24, p.505.
18. S. Mazdiyasni, D. B. Miracle, and D. M. Dimiduk: Scripta Met., 1989, Vol.23, p.327.
19. W. Guo, S. Martelli, F. Padella, M. Magini. N. Burgio, E. Paradiso and U. Franzoni: Mater. Sci. Forum, 1992, Vol.88-90 p.139.
20. S. Saji, S. Abe and K. Matsumoto: Mater. Sci. Forum, 1992, Vol.88-90, p.367.
21. C. Suryanarayana, G. Chen, A. Frefer and F.H. Froes: Mater. Sci. Engr., 1992, Vol.A158, p.93.

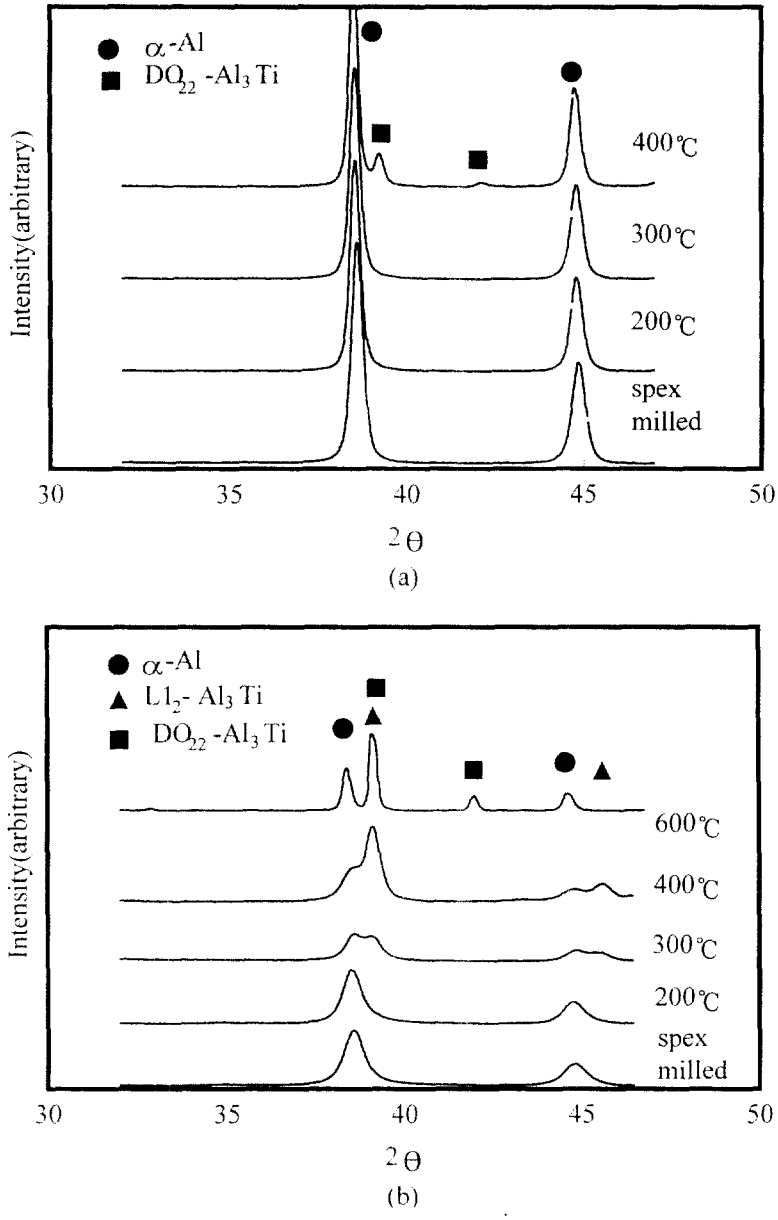
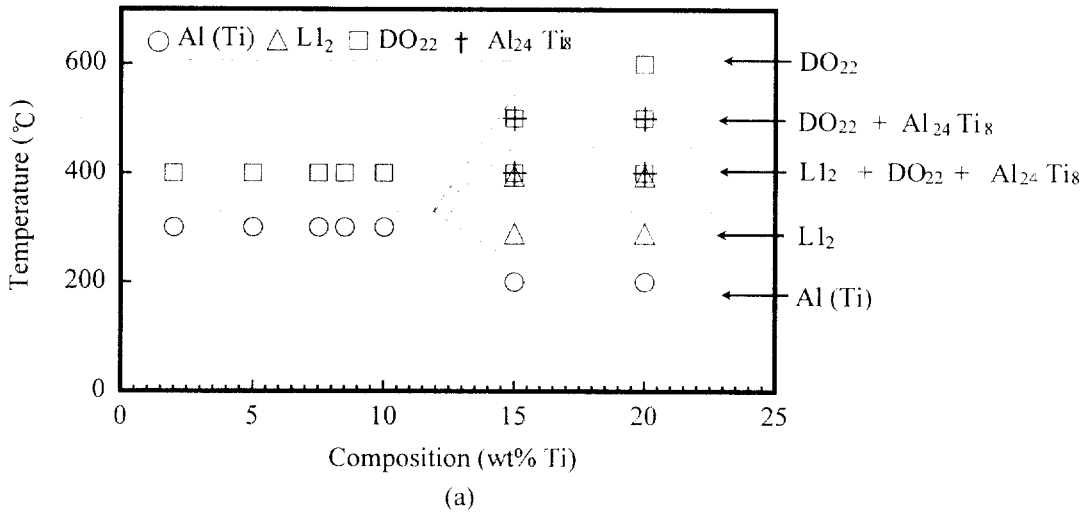
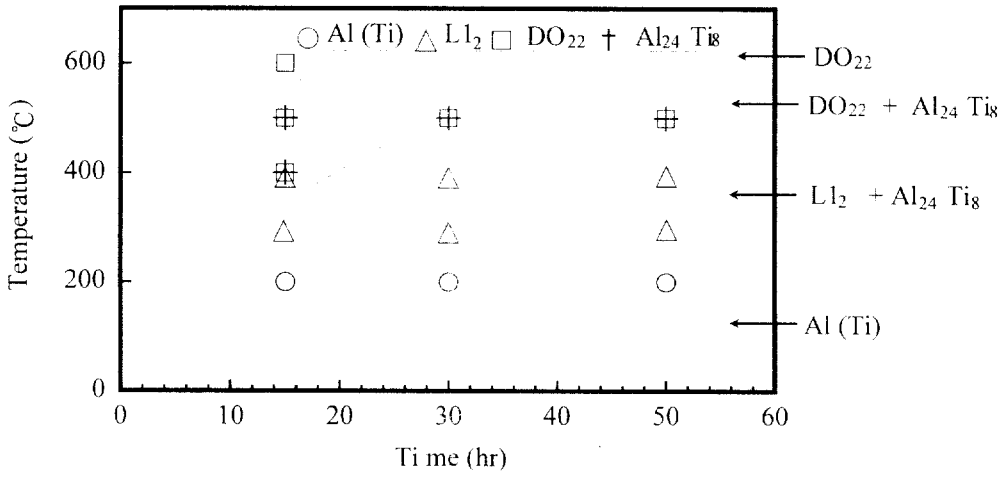


Fig. 1. XRD spectra showing the formation of intermetallic Al Ti phase upon annealing in (a) Al-5 wt%Ti, and (b) Al-20wt%Ti milled for 15 hours

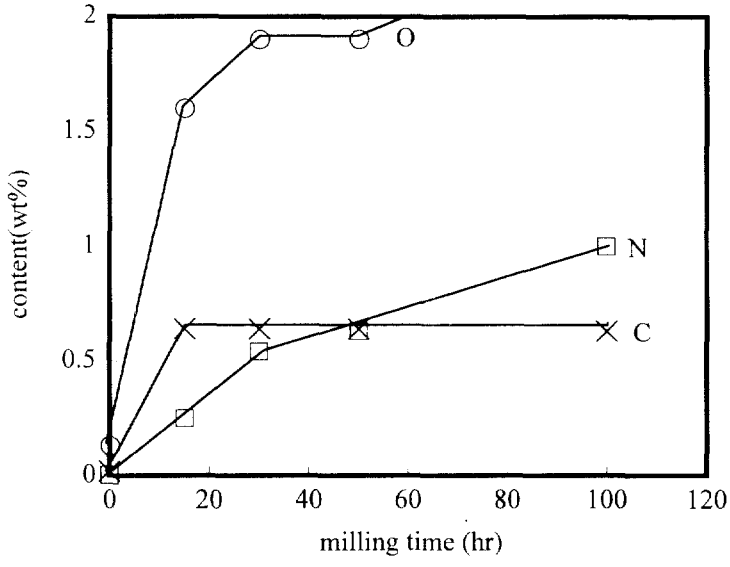


(a)

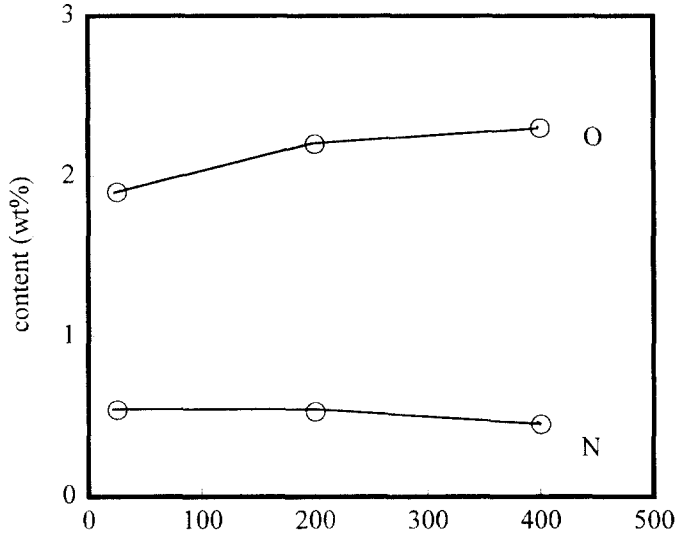


(b)

Fig .2 Thermal stability of MA Al(Ti) specimenn



(a)



(b)

Fig.3. The variation of oxygen, carbon and nitrogen content in MA Al-Ti powder with (a) milling time and (b) annealing temperature milled for 30 hours.