

## 급냉응고법에 의한 In-Situ 복합재료로서의 과포정 Al-10wt%Ti 합금 ( I )

김혜성 · 금동화 · 김궁호  
한국과학기술연구원 금속연구부

### Hyper-peritectic Al-Ti Alloys as In-situ Composites through Rapid Solidification

Hye-Sung Kim, Dong-Wha Kum and Gyeongho Kim\*

Division of Metals, Korea Institute of Science and Technology,

\*Division of Ceramics, Korea Institute of Science and Technology, P.O Box 131, Chengrang, Seoul 136-791

(1998년 8월 17일 받음, 1999년 1월 4일 최종수정본 받음)

초 록 본 연구에서는 Al-기지 복합재료의 새로운 개념과 in-situ 공정의 가능성을 Al-Ti계의 연구결과들을 토대로 제시하고자 하였다. 가스아토타미제이션법에 의해  $Al_3Ti$ 가 미세한 편상형상을 갖도록 Al-10%Ti 조성의 합금분말을 제조하고, 고온 압출 공정을 통하여 25v/o  $Al_3Ti/Al$  복합재료를 제조하였다. 복합재의 미세구조를 광학현미경, SEM, TEM 등을 이용하여 조사하였고, 상온과 고온에서의 기계적 특성을 인장시험을 통하여 측정하였다. 제조된 복합재료의 미세구조 및 고온 기계적 성질은 상용되고 있는  $SiC_w/2124$  복합재료와 유사한 거동을 보여준다. 제조된  $Al_3Ti/Al$  복합재료의 장점과 단점이 물성향상의 가능성과 더불어 제시되었다.

**Abstract** In this study, a new concept of aluminum-matrix composites and the possibility of in-situ processing are suggested, and preliminary results on Al-Ti system are presented. Fine powders of Al-10%Ti were prepared by the gas atomization so that fine  $Al_3Ti$  formed into flake shape. A 25v/o  $Al_3Ti/Al$  composite sample was made by the powder metallurgy process involving hot extrusion. Microstructure and mechanical behavior both at room temperature and high temperatures were analysed by OM, SEM, TEM and tension test. Microstructural characteristics and mechanical properties of the composites exhibited similar behavior to those of  $SiC_w/2124$  composites. Merits and drawbacks of the  $Al_3Ti/Al$  composites are discussed together with a possibility of further improvement.

### 1. 서 론

고융점의 알루미늄아이드( $Al_3M$ )와  $\alpha-Al$ 의 혼합상으로 구성된 과공정 혹은 과포정 조성의 Al-M ( $M = \text{금속원소}$ ) 합금에서  $Al_3M$ 의 크기, 형상을 제어하여 미세하고 균일하게 분포시키면 비연속보강 복합재료와 같은 내부조직을 얻을 수 있다.  $Al_3M$  화합물은 용점이 높고 탄성계수와 경도가 알루미늄과 크게 차이가 있어서  $SiC$  혹은  $Si_3N_4$ 과 같이 Al-기지상의 보강재로서 역할이 가능하기 때문이다. 이런 알루미늄아이드 화합물의 높은 탄성계수와 Al 기지상의 인성을 인위적으로 조합시키면 새로운 Al-기지 복합재료를 제조할 수 있을 것이다. 이런 재료에서는  $Al_3M$ 의 부피분율을 M의 농도에 따라서 선택할 수 있고, 응고공정으로  $Al_3M$ 의 형상과 분포를 조절하면,  $SiC$  휘스커 등을 Al과 섞을 때 당면하는 젖음성과 불균일 분포의 어려움을 쉽게 극복할 수 있어서 액상으로부터 직접 (즉, in-situ로) 복합재료를 제조하는 장점도 예상된다.

이러한 가능성이 있는 합금의 예로는 공정계의 Al-Fe와 포정계의 Al-Ti가 있다.  $Al_3Fe$ 와  $Al_3Ti$ 는 용융온도가 높

고 Al과 M사이의 결합력이 큰 화합물이어서, 액상선 이하에서 핵생성이 빠르고 고액공존구간에서 성장속도도 매우 빠르다. 급냉응고공정을 이용하여  $Al_3M$  화합물의 크기, 형상 및 분포를 제어하면 이런 Al-M 시스템으로부터 유용한  $Al_3M/Al$  복합재료를 제조할 수 있을 것이다. 알루미늄의 내열성을 높이기 위해서 급냉시 과공용된 TM (TM : 천이 원소)을 미세한  $Al_3TM$  형태로 재석출시키는 Al-TM계의 분산강화형 합금화에 대한 연구가 많이 수행되고 있다.<sup>1)</sup> 분산강화형 Al-합금의 연구는 TM의 농도가 낮은 영역에 한정되어 있으며, 과공정영역의 연구는 지극히 제한되어 있다. 본 연구에서 제안하는 in-situ 복합재료화의 가능성에 대하여는 시도되지 않았다.

본 연구에서는  $Al_3M/Al$  복합재료의 가능성을 밝히기 위해서, 과포정 Al-10wt%Ti 합금에서  $Al_3Ti/Al$  복합재료를 급냉응고법으로 직접 제조할 수 있는 실험결과를 제시하였다.

### 2. In-situ $Al_3M/Al$ 복합재료

#### 2.1 Al-M계의 선택

그림 1은 Al과 고온의 금속간화합물 사이에 공정 혹은

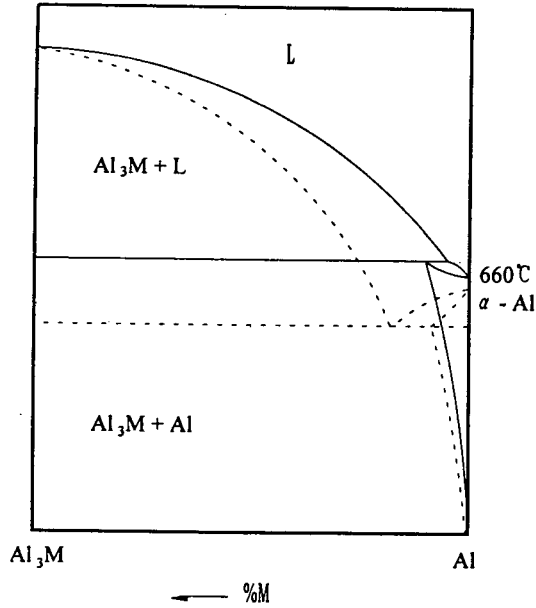


Fig. 1. Al-M phase diagram showing the eutectic(broken line) and the peritectic(solid line) reactions.

포정반응을 갖는 Al-M (M은 금속원소)의 평형상태도 모델이다. 이와 같은 평형상태도들의 특징은  $Al_3M$ 의 금속간 화합물(알루미늄화물)의 용융온도가 높고, 탄성계수와 경도가 Al에 비하여 상대적으로 매우 높다. 그리고 공정반응 혹은 포정반응 조성과 Al내의 M의 고용한도가 매우 낮아서, Al-기지에 형성된 화합물이 매우 안정하고 기지상과도 거의 반응을 하지 않는다. 공정형의 대표적인 예가 Al-Fe 계이고, 포정계로는 Al-Ti를 들 수 있다.<sup>2)</sup> 전자의 예로  $Al_3Fe$ 의 용융온도는 1,147°C이고 Al내에 Fe의 최대고용한도는 0.04wt%이다. Al-Au, Al-Ni 등이 이 종류에 속한다. 후자의  $Al_3Ti$ 는 용점이 1350°C인 탄성계수가 큰 선회화합물이어서  $Al_3M/Al$  복합재료의 좋은 후보재료이다.

2.2 과포정 Al-Ti계

Ti가 25at% 이하인 Al-Ti 평형상태도는 α-Al,  $Al_3Ti$ 과 액상은 포정반응을 한다 (그림 2참조).  $Al_3Ti$ 는 조성범위는 36.5~37.5wt%로 한정되고 용융온도가 1,350°C인 선회화합물이다. 400°C 이하에서 Al내에 Ti의 고용도는 거의 영에 가깝고, 포정온도에서 최대고용도는 0.71at% (1.15wt%)로 낮으며, Al-기지에 정출된  $Al_3Ti$ 는 매우 안정하다. 따라서, 과포정 Al-Ti 합금의 급냉응고 분말, 리본 혹은 기계적합금화 분말을 분말야금법으로 고온압출하여 α-Al 기지상에 다량의  $Al_3Ti$  입자가 미세하게 분산된 조직을 얻을 수 있다. 분산상이 전위의 슬립을 방해하며, 고온에서 기지상의 결정립성장을 효과적으로 억제하기 때문에  $Al_3Ti$ 가 미세하게 분산된 4~12wt%Ti를 함유한 Al-합금은 석출경화형 합금보다 높은 온도까지 유용한 강도를 유지한다. 이런 이유로 과포정의 Al-Ti 합금은 300°C 이상의 고온용 Al-합금으로 연구되고 있다.<sup>3,4)</sup>

2.3 RSP에 의한  $Al_3Ti$ -상의 제어

$Al_3Ti$ 는 Al과 Ti 사이의 결합력이 높은 고온의 선회화합물

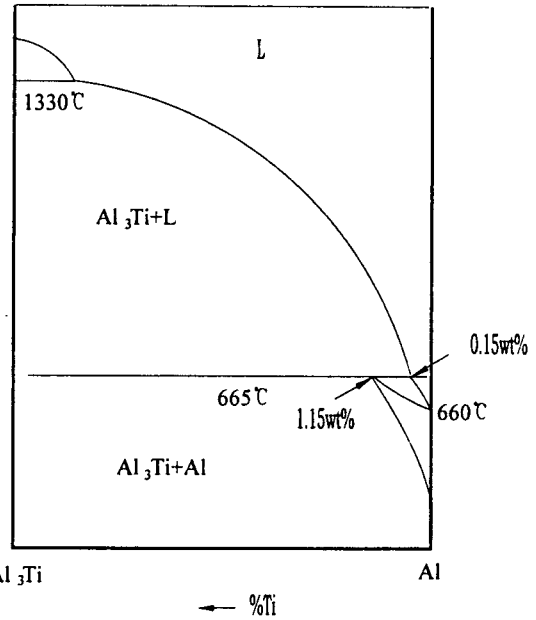


Fig. 2. A schematic drawing of the Al-rich side of the Al-Ti phase diagram.

이어서, 응고과정에서 핵생성과 성장이 급속하게 일어난다. 그림 1의 평형상태도에서 보는바와 같이 Ti의 함량이 증가함에 따라서 고액공존구간이 급격하게 커지기 때문에, 과포정의 Al-Ti 합금을 일반적으로 응고시키면  $Al_3Ti$ 는 조대한 판상 혹은 입상으로 Al-기지에 분포된다. 조대하게 정출된 각이진  $Al_3Ti$  화합물은 Al-합금의 기계적 성질을 나쁘게 하거나, 인코트의 소성가공을 어렵게하는 요인이 된다. 급냉응고법으로 분말 혹은 리본을 제조하면, 응고과정에서  $Al_3Ti$ 의 성장이 억제되어 작고 얇은 판상(plate), 편상(flake)이나 혹은 입자(Particulate)의 형상으로 기지상에 균일하게 분산시킬 수 있다. 예로, 가스아토마이즈이션법으로 제조된 Al-Ti의 분말은 Ti<4wt%에서는  $Al_3Ti$ 가 미세한 입자형상으로 분산되는데에 비하여, Ti>7wt%에서는  $Al_3Ti$ 의 두께가 0.2μm 이하 그리고 길이가 5μm 이하인 편상으로 분산된다.<sup>5)</sup> 편상  $Al_3Ti$ 의 형상비는 SiC 휘스커에 비하여 적지만, 직경은 휘스커와 비슷한 값이다. 따라서, Ti의 함량과 급냉응고 속도의 적절한 제어에 의해서 얇고 길쭉한 편상형태의  $Al_3Ti$ 가 균일하게 분포된 분말을 제조할 수 있을 것이다. 즉, 분말야금공정으로 성형된 과포정 Al-Ti합금은 내부조직의 측면에서 SiC<sub>w</sub>/2124와 유사한  $Al_3Ti/Al$ 의 복합재료로 간주될 수 있을 것이다. 본 연구에서는 강화상 제어와 관련하여 in-situ 복합재료공정을 제안하고자 한다.

3. 제조 및 실험 방법

3.1 제조방법 및 화학조성

순수한 Al(99%이상)과 스폰지 Ti(99.6%)을 섞어서 진공유도용해로 모합금을 준비하여, 대기 중에서 고압(2, 795Kpa) 질소가스의 아토마이즈법으로 급냉응고분말을 제조하였다. 그림 3은 제조된 Al-10wt%Ti 합금분말의

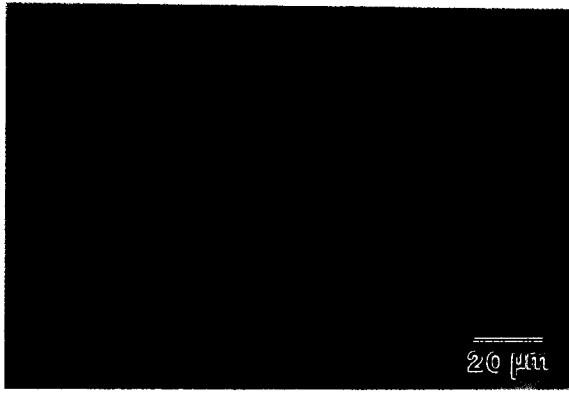


Fig. 3. Optical micrograph of as-received Al-10wt%Ti powders manufactured by N<sub>2</sub> gas atomization.

Table 1. Chemical compositions of the extruded Al-10% Ti specimen

(unit : wt.%)						
Specimen	Ti	Fe	Si	Cu	C	Al
Al-10Ti	9.53	0.12	0.021	0.002	0.01	Bal.

광학현미경 사진을 보여주는 것이다. Al-기지상에 길이 10~20 $\mu$ m, 직경 0.5 $\mu$ m의 Al<sub>3</sub>Ti 강화상<sup>5)</sup>이 편상형태(flake shape)로 균일하게 분산하고 있는 것을 관찰할 수 있다. 제조된 RSP분말을 알루미늄 용기에 넣어 이론밀도의 60~70%까지 상온 압축성형하고, 350 $^{\circ}$ C에서 2시간 진공 중에서 탈가스처리 하였다. 그리고, 450 $^{\circ}$ C에서 25:1의 압출비로 고온압출하여 직경이 10mm인 압출봉재를 제조하였다. 제조된 합금시료의 화학조성을 표 1에 나타내었다.

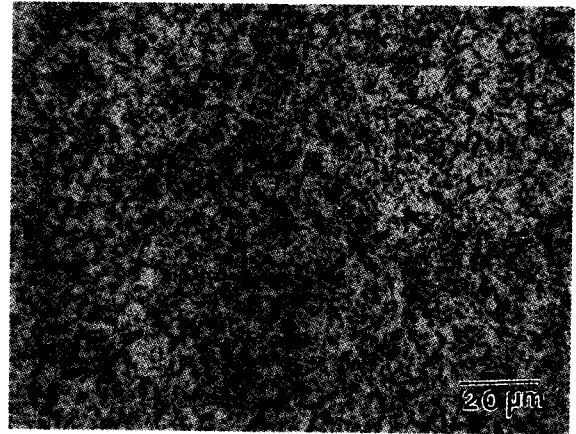
### 3.2. 미세조직 관찰 및 기계적 성질

압출재의 미세조직은 Keller's 시약으로 부식후 광학현미경과 주사전자현미경으로 Al<sub>3</sub>Ti 강화상의 크기, 형상, 분포 그리고 양을 관찰하였다. 투과전자현미경으로는 기지상의 결정립 크기와 작은 분산상들의 형상 및 크기, 분포등을 관찰하였다. 투과전자 현미경 관찰용의 얇은 시편은 80%에탄올(ethanol)과 20% 퍼클로릭산(perchloric acid)의 혼합액을 -40 $^{\circ}$ C까지 냉각시킨 다음 양면제트 연마하여 제조하였다. 시편의 가속전압 200kV(philips CM30)에서 관찰하였다. 제조된 Al-10wt%Ti 합금의 탄성계수는 동적측정방법으로 알려져있는 음향진공법에 의해 측정하였다. 표점거리가 24mm인 인장시험편을 압출방향으로 가공하여 상온인장시험을 수행하였다(초기변형속도 2 $\times$ 10<sup>-3</sup> sec<sup>-1</sup>임). 표점거리가 17mm인 축소형 인장시험편을 제조하여 400~620 $^{\circ}$ C의 고온에서 변형속도에 따른 인장연신율을 측정하여 초소성의 가능성을 조사하였다.

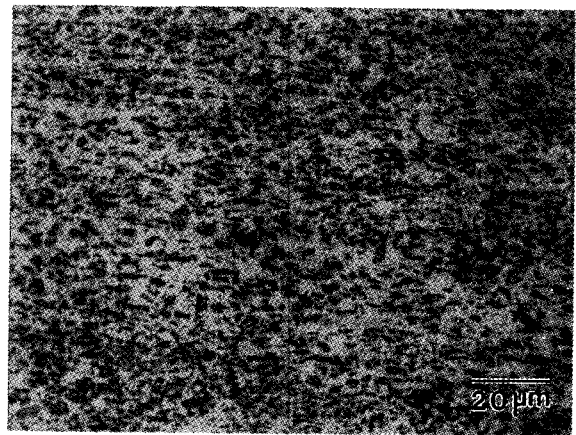
## 4. 결과 및 고찰

### 4.1 미세조직

그림 4는 제조된 Al-10wt%Ti 합금분말 중 106 $\mu$ m 이하의 분말을 450 $^{\circ}$ C에서 25:1의 압출비로 압출한 시료의 광학현미경 사진이다. 그림에서 길쭉하게 보이는 짙은 회색상



(a)



(b)

Fig. 4. Optical micrographs of Al-10wt%Ti extruded bar from <106 $\mu$ m sized specimen. (a) transverse section (b) longitudinal section

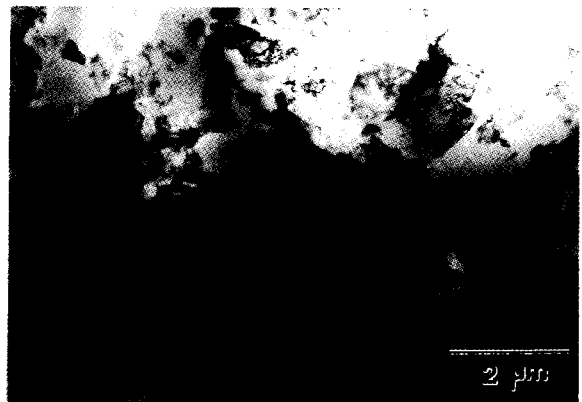


Fig. 5. TEM bright field image of Al-10wt%Ti extruded bar showing Al-grain size and fragments of fine Al<sub>3</sub>Ti phases.

은 Al<sub>3</sub>Ti 강화상으로 대부분 편상형태로 성장하여 Al-기지 내에 균일하게 분포하고 있다. 이미지 분석기에 의해 측정된 Al<sub>3</sub>Ti 강화상의 분율은 22v/o이었으며, 평균 크기는 길이 5 $\mu$ m, 직경 0.5 $\mu$ m으로 분말의 경우보다 1/2~1/4크기로 작아졌다. Al<sub>3</sub>Ti 강화상의 크기가 분말에서 관찰된 것보다 작아진 것은 고온 압출시 Al-기지의 심한 소성변형으로

Table 2. Tensile properties of the 25v/o Al<sub>3</sub>Ti/Al composite at room temperature

	Al <sub>3</sub> Ti/Al 25 v/o Al <sub>3</sub> Ti	SiC <sub>w</sub> /2124 15 v/o SiC <sup>7)</sup>	SiC <sub>p</sub> /2124 15 v/o SiC <sup>7)</sup>	SiC <sub>p</sub> /Al 20 v/o SiC <sup>12)</sup>
Elastic Modulus(GPa)	83	95	106	102
Y. S.(MPa)	180	385	412	110
UTS(MPa)	300	560	570	199
Elongation(%)	17	8	7	16

인하여 편상 Al<sub>3</sub>Ti가 절단된 것을 나타낸다.

그림 5는 압출재의 TEM 명시야상을 보여주는 것이다. Al-결정립은 위치에 따라 약간의 차이가 있으나 등축정의 형상을 가지며, 평균 직경이 2.5 $\mu$ m 정도이다. TEM 관찰 결과에 의하면 Al-결정립 내에는 1.0 $\mu$ m 이하의 각상 혹은 판상형태의 Al<sub>3</sub>Ti가 결정립 내 및 입계에 존재하는 것이 관찰된다. 판상 혹은 각상형태의 미세한 Al<sub>3</sub>Ti는 전체 강화상 분율의 2~3% 이내로서 첨가된 Ti의 대부분이 판상형태의 초정상을 형성하였음을 보여준다. 제조된 Al-10%Ti 합금의 미세조직은 분말야금법에 의한 SiC<sub>w</sub>/2124 혹은 Si<sub>3</sub>N<sub>4,w</sub>/2124 복합재료의 것과 유사하다. 참고적으로 SiC<sub>w</sub>/2124 복합재료의 경우에는 결정립이 약 2~5 $\mu$ m인 기지상에 길이 5~8 $\mu$ m $\times$ 직경 0.2 $\mu$ m의 휘스커가 분포되어 있으며, 탄성계수가 100GPa 이상으로 높고, 기계적 강도가 상온에서 450~700MPa로 우수하며, 고변형속도초소성(HRSP; High strain-rate superplasticity) 현상을 나타낸다.

#### 4.2. Al<sub>3</sub>Ti/Al 합금의 탄성계수와 상온 인장특성

표 2에 25v/o Al<sub>3</sub>Ti/Al 합금의 동적 탄성계수를 음향진공법에 의해 측정된 결과를 나타내었다. 표에는 동일한 분말야금공정으로 제조된 15v/o SiC<sub>(w,p)</sub>/2124 합금과 20v/o SiC<sub>p</sub>/Al의 탄성계수 값이 비교되어 있다. 제조된 25v/o Al<sub>3</sub>Ti/Al 복합재료의 상온 탄성계수는 83GPa로 Halpin-Tsai식<sup>8)</sup>에 의한 이론적 추정치인 86GPa와 유사한 값을 나타낸다. 위의 탄성계수 값은 SiC<sub>(w,p)</sub>를 사용하여 강화된 SiC<sub>(w,p)</sub>/2124 복합재료의 탄성계수 값(97~106GPa 이상)<sup>7)</sup>의 78~86%에 해당하며, 기계적 합금화된 동 조성시료(Al-10wt%Ti)의 탄성계수 값(95GPa)<sup>9)</sup>의 87%에 해당하는 값이다. 제조된 합금의 탄성계수 값은 상용 복합재료들의 탄성계수 값보다 작은 값이지만, 순수한 Al(69GPa)<sup>9)</sup>에 비해 대략 20% 정도 향상된 값이다.

복합재료의 탄성계수는 기지와 강화상간의 탄성계수 차이, 강화상의 양적비, 형상비(aspect ratio), 배열상태, 그리고 미세조직 등에 크게 영향을 받는다.<sup>6)</sup> 표에서 알 수 있듯이, 가스아토마이제이션법으로 제조한 Al-10wt%Ti 합금의 탄성계수 값은 SiC<sub>w</sub>/2124 복합재료 혹은 기계적 합금화에 의한 Al-10wt%Ti 합금시료의 탄성계수 값보다 낮다. Al-10wt%Ti 합금의 탄성계수 값이 SiC<sub>w</sub>/2124 복합재료의 탄성계수 값보다 낮은 것은 기지와 강화상의 탄성계수 차이에 기인하는 것으로 해석된다.<sup>5)</sup> 일반적으로, 각상들의 탄성계수 값은 용융온도와 밀접한 관계가 있는데, Al<sub>3</sub>Ti 강화상은 용융온도 및 탄성계수 값이 1350 $^{\circ}$ C,

166GPa<sup>10)</sup>인 반면, SiC<sub>w</sub> 강화상의 용융온도 및 탄성계수 값은 1600 $^{\circ}$ C,<sup>2)</sup> 400~490GPa<sup>11)</sup>로 훨씬 높다. 동일 조성(Al-10wt%Ti)의 기계적 합금화 시료가 아토마이제이션법에 의한 합금시료와 탄성계수 값의 차이를 보이는 것은 합금화 공정에 따른 미세구조 차이와 기계적 합금화 시 불가피하게 혼입되는 O, C에 의해 생성되는 미세한 산화물과 탄화물 등이 기계적 합금 시료의 탄성계수를 크게 향상시키는 것으로 판단된다.<sup>8)</sup> 따라서 가스아토마이제이션법으로 제조한 과포정 Al-10%Ti 합금의 탄성계수를 더욱 증가시키기 위해서는 합금원소의 첨가에 의한 위 인자들의 적절한 제어가 요구된다.

표 2에는 변형속도 2 $\times$ 10<sup>-3</sup>sec<sup>-1</sup>에서 Al-10wt%Ti 합금의 상온 인장시험을 행한 결과와 유사한 압출조건으로 제조된 15v/o SiC<sub>(w,p)</sub>/2124 복합재료,<sup>7)</sup> 그리고 20v/o SiC<sub>p</sub>/Al 복합재료<sup>12)</sup>의 상온 인장시험 데이터가 비교되어 있다. Al-10wt%Ti 합금의 상온 항복강도와 인장강도는 각각 180MPa와 300MPa이며, 연신율은 17%이다. Al-10wt%Ti 합금시료를 25v/o Al<sub>3</sub>Ti/Al 복합재료로 간주하고, 이의 인장특성을 15v/o SiC<sub>(w,p)</sub>/2124 복합재료와 비교하면, 항복강도와 인장강도가 각각 50% 내외로 작지만, 연신율은 약 2~3배 이상으로 훨씬 높다. 25v/o Al<sub>3</sub>Ti/Al 복합재료의 항복강도 및 인장강도가 SiC<sub>w</sub>/2124 복합재에 비해 크게 떨어지는 이유는 앞에서 언급한 것과 같이 SiC<sub>w</sub> 강화상의 탄성계수 및 용융온도가 Al<sub>3</sub>Ti보다 훨씬 높은 점과 Al2124-기지상과 순수 Al-기지상의 차이 때문으로 판단된다. 위의 관점에서 Al<sub>3</sub>Ti/Al 복합재료의 인장특성을 순수한 Al-기지상의 20v/o SiC<sub>p</sub>/Al 복합재료와 비교하면, 항복강도 및 인장강도가 각각 60%, 50%이상으로 향상되었다. 따라서 본 실험결과와 과포정 Al-Ti계로부터 Al<sub>3</sub>Ti/Al 복합재료를 in-situ 공정으로 제조하는 가능성을 시사하고 있다.

#### 4.3. Al<sub>3</sub>Ti/Al의 변형특성과 유사-초소성 현상

그림 6은 Al<sub>3</sub>Ti/Al 합금의 변형응력-변형속도의 양대수 그래프이다. 그림을 고찰하여 보면, Al<sub>3</sub>Ti/Al 합금이 SiC<sub>w</sub>/2124 혹은 Si<sub>3</sub>N<sub>4,w</sub>/2124 복합재료와 유사한 초소성 성질을 나타내는 것을 관찰할 수 있다. 그림에서 기울기는  $\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m$ 로 표시되는 m-값으로, 변형응력의 속도민감도를 나타내는 계수이다. 400 $^{\circ}$ C와 500 $^{\circ}$ C에서 변형속도에 관계없이 m-값은 0.11~0.14로 분산강화형 합금의 변형거동을 나타낸다. 600 $^{\circ}$ C의 낮은 변형속도에서도 m-값이 0.15로 낮으나, 변형속도가 10<sup>-2</sup>sec<sup>-1</sup> 이상으로 빨라지면 0.30 정도로 현저하게 증가하는 경향을 보인다. 온도가 더욱

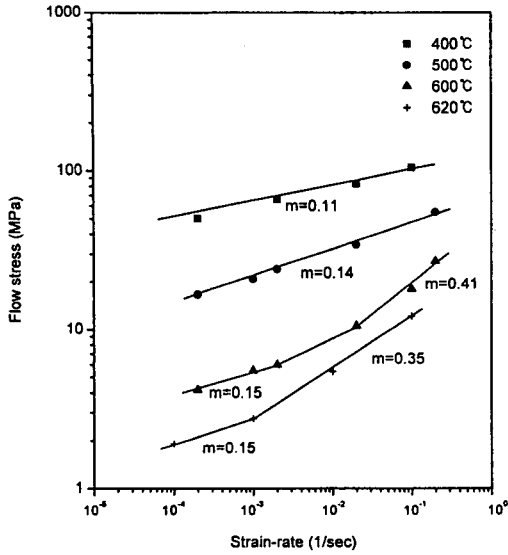


Fig. 6. Flow stress vs. strain-rate relations measured by the crosshead speed change tests.

증가하여 620°C가 되면 낮은 변형속도 ( $10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ )에서는 m-값이 0.15로 낮지만, 변형속도가  $10^{-2} \text{ sec}^{-1}$  이상으로 빨라지면 m-값은 0.35로 증가한다. 이처럼 m-값이 증가하는 것은 고온과 빠른 변형속도에서  $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{Al}$ 의 소성변형이 점점 결정입계의 활성화과정으로 제어됨을 암시한다. 표 3에 온도와 변형속도에 따른 인장연신율을 나열하였다. 변형속도가  $1.96 \times 10^{-4}$ 에서  $1.96 \times 10^{-1} \text{ sec}^{-1}$ 까지 증가함에 따라서, 총연신율은 400°C에서는 43%에서 14%로 감소하고, 500°C에서는 50~70%로 크게 변하지 않는다. 600°C에서는 연신율이 120% 이상으로, 낮은 온도보다 높으며 속도가 빨라짐에 따라서 증가하여  $1.96 \times 10^{-1} \text{ sec}^{-1}$ 에서 200%로 크게 향상된다. 온도가 더욱 증가하여 620°C에 이르면 변형속도가  $1.96 \times 10^{-4}$ 에서  $1.96 \times 10^{-1} \text{ sec}^{-1}$ 까지 증가함에 따라 총 연신율은 296% 이상으로 크게 증가하는 경향을 보였다(그림 7 참조). 이처럼 600°C 이상의 온도에서 인장속도가 빠른 영역에서 연신율과 변형속도 민감계수가 커지는 현상은  $\text{SiC}_w/2124$  혹은  $\text{Si}_3\text{N}_{4w}/2124$ 에서 관찰되는 HRSP (High strain-rate super plasticity)와 유사한 현상을 시사한다. 기지상의 결정립 크기가  $1\mu\text{m}$  이하이고  $\text{SiC}$  혹은  $\text{Si}_3\text{N}_4$ 의 크기가  $0.2\mu\text{m}$  정도인 Al-복합재료의 특징 중에  $0.9T_s$  ( $T_s$ 는 고상선 임) 이상의 고온과  $10^{-1} \text{ sec}^{-1}$  이상의 빠른 속도에서 변형속도 민감도가 크게 증가하여 초소성 현상을 나타낸다. 예로  $\text{SiC}_w/2124$ 는 550°C 이

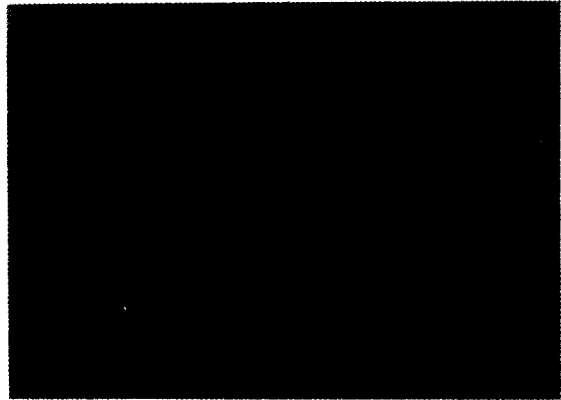


Fig. 7. The specimen tested in tension at 620°C and  $10^{-2} \text{ sec}^{-1}$  showing about 300% elongation after the test.

상의 고온에서 300%의 인장연신율을 나타내는데, 이런 현상을 다결정 금속재료가  $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ 의 낮은 속도에서 초소성을 나타내는 현상에 비교하기 위해서 고변형속도 초소성(HRSP)이라 한다.<sup>13,14)</sup> HRSP의 변형기구에 대하여는 흔히 국부적인 용융이 일어난 상태에서 휘스커와 기지상의 계면이 극도로 활성화되었기 때문으로 추정될 뿐, 아직 명확한 소성변형기구에 대하여는 밝혀지지 않고 있다. 본 연구에서 Al-Ti 시료의 인장시험을 행한 620°C는 포정 온도(665°C)에 0.93 $T_s$ 으로  $\text{SiC}/\text{Al}$ 의 복합재료가 HRSP를 나타낸다고 보고된 0.95 $T_s$ 와도 같은 온도영역이다. 과포정 조성의 RSP Al-Ti 합금이 HRSP를 나타내는지는 본 연구결과만으로는 분명하지는 않으나, 변형속도가 빨라지면서 변형속도 민감계수와 인장연신율이 현저하게 증가하는 것으로 보아서  $\text{SiC}_w/2124$  복합재료에서처럼 HRSP의 가능성이 있다고 판단된다.

5. 결 론

본 연구에서는 고온의  $\text{Al}_3\text{M}$  화합물과 Al 사이에 공정 혹은 포정반응을 갖는 Al-M계에서  $\text{Al}_3\text{M}/\text{Al}$ 의 새로운 Al-기지 복합재료의 개발 가능성과 복합재료의 in-situ 제조공정을 제안하였다. 과포정의 Al-10%Ti 조성의 합금계에서 RSP 분말을 가스아토타미제이션법으로 제조하고, 분말야금공정으로 내부조직이 수 마이크로 이하로 미세하며 강화상  $\text{Al}_3\text{Ti}$ 가 편상(flake shape)으로 균일하게 분포된 25v/o  $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{Al}$ 의 복합재료를 제조할 수 있었다. 이 복합재료가 상온과 고온에서  $\text{SiC}_w$ 나  $\text{Si}_3\text{N}_4$  등으로 강화된 금속기지 복합재료와 유사한 미세조직과 기계적 특성을 나타냄

Table 3. Tensile elongations of the  $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{Al}$  at high temperatures

		(unit : %)			
Temperature	Rate	$1.96 \times 10^{-4}$	$1.96 \times 10^{-3}$	$1.96 \times 10^{-2}$	$1.96 \times 10^{-1}$
	620°C		178	242	274
600°C		120	135	124	200
500°C		54	58	72	51
400°C		43	36	27	14

을 관찰하여 새로운 in-situ Al-복합재료 모델의 가능성을 고찰하였다. 그리고, RSP 공정으로 제조된  $Al_3Ti/Al$  복합재료는 결정입도와 강화상의 크기가 매우 미세하여, 600°C 이상의 고온에서 HRSP의 가능성도 관찰되었다. 그러나 제안된 in-situ Al-복합재료를 공업적으로 활용할 수 있는 가치를 확인하기 위해서 내마모성, 파괴인성 등에 대한 조사와 합금원소 첨가에 의한 탄성계수 및 인장강도의 증가 등에 대한 검증이 필요하다.

#### 참 고 문 헌

1. Dispersion Strengthened Aluminum Alloys, ed., Y.-W. Kim and W.M. Griffith, The Mineral, Metals and Materials Society, Warrendale, PA., 103 (1988)
2. J.L. Murray, *Binary Alloy Phase Diagrams*, ed., T.B. Massalski, J.L. Murray, L.H. Nennett and H. Baker, ASM, Metals Park, OH., 1, 173 (1986)
3. W.E. Frazier and M.J. Koczak, *Scripta Met.*, **21**, 123 (1987)
4. R.D. Schelling, *J. of Metals*, **41** (1), 32 (1989)
5. 김혜성, 이희춘, 오규환, 금동화, 김원태, *대한금속학회지*, **30**, 1196 (1992)
6. J.E. Ashton, J.C. Halpin and P.H. Petit, *Primer on Composite Materials Analysis*, Technomic pub. Co., 77 (1969)
7. M.A. Sargent, C. Rensen and W.H.M. Alsem, *Metal & Ceramic Matrix Composites*, ed., R.B. Bhagat, A. H. Clauer, P. Kumar and A.M. Ritter, the Mineral, Metals & Materials Society, Warrendale, PA., 147 (1990)
8. A.S. Watwe, P.K. Mirchandani and W.E. Mattson, U.S. patent no. 5, 169, 461
9. L.F. Mondolfo, *Aluminum alloys, structure and properties*, London, Boston, Butterworths, 81 (1979)
10. N. Dudzinski, *J. Inst. Metals*, **81**, 49 (1952)
11. M.M. Schwartz, *Handbook of structural ceramics*, McGraw-Hill, Inc., New York, 469 (1992)
12. V.V. Bhanuprasad, R.B.B. Bhat, A.K. Kuruvilla, K. S. Prasad, A.B. Pandey, and Y.R. Mahajan, *The International Journal of Powder Metallurgy*, **27** (3), 232 (1991)
13. T.G. Nieh, C.A. Henshall and J. Wadsworth, *Scripta Met.*, **18**, 1405 (1984)
14. M. Mabuchi, K. Higashi, Y. Okada, S. Tanimura, T. Imai and K. Kubo, *Superplasticity in Advanced Materials*, ed., S. Hori, M. Tokizane, and N. Furushiro, The Japan Society for Research on Superplasticity, Osaka, 385 (1991)