

## 크롬 및 구리로 치환한 L<sub>12</sub> Titanium Trialuminides 합금의 고온변형거동

한창석<sup>†</sup> · 진성윤 · 방효인  
호서대학교 자동차ICT공학과

### High Temperature Deformation Behavior of L<sub>12</sub> Modified Titanium Trialuminides Doped with Chromium and Copper

Chang-Suk Han<sup>†</sup>, Sung-Yooun Jin and Hyo-In Bang

Dept. of ICT Automotive Engineering, Hoseo University, Dangjin, Chungnam 31702, Republic of Korea

(Received April 17, 2018 : Revised May 11, 2018 : Accepted May 12, 2018)

**Abstract** Crystal structure of the L<sub>12</sub> type (Al,X)<sub>3</sub>Ti alloy (X = Cr,Cu) is analyzed by X-ray diffractometry and the nonuniform strain behavior at high temperature is investigated. The lattice constants for the L<sub>12</sub> type (Al,X)<sub>3</sub>Ti alloys decrease in the order of the atomic number of the substituted atom X, and the hardness tends to increase. In a compressive test at around 473K for Al<sub>67.5</sub>Ti<sub>25</sub>Cr<sub>7.5</sub>, Al<sub>65</sub>Ti<sub>25</sub>Cr<sub>10</sub> and Al<sub>62.5</sub>Ti<sub>25</sub>Cu<sub>12.5</sub> alloys, it is found that the stress-strain curves showed serration, and deformation rate dependence appeared. It is assumed that the generation of serration is due to dynamic strain aging caused by the diffusion of solute atoms. As a result, activation energy of 60-95 kJ/mol is obtained. This process does not require direct involvement. In order to investigate the generation of serrations in detail, compression tests are carried out under various conditions. As a result, in the strain rate range of this experiment, serration is found to occur after 470K at a certain critical strain. The critical strain increases as the strain rate increases at constant temperature, and the critical strain tends to decrease as temperature rises under constant strain rate. This tendency is common to all alloys produced. In the case of this alloy system, the serration at around 473K corresponds to the case in which the dislocation velocity is faster than the diffusion rate of interstitial solute atoms at low temperature.

**Key words** intermetallics, solidification, mechanical properties, compression test, activation energy.

## 1. 서 론

새로운 구조재료 개발을 목표로 하는 금속간화합물 연구에서 Al-Ti계 금속간화합물은 경량내열재료로서 주목받고 있다. 상태도에서도 알 수 있듯이 Al-Ti계의 주요한 금속간화합물은 AlTi<sub>3</sub>, AlTi 및 Al<sub>3</sub>Ti이다.<sup>1)</sup> 이 중에서 Al<sub>3</sub>Ti는 Al 함유율이 가장 높으며, 비중이 3.3 g/cm<sup>3</sup>으로 작다. 따라서 경량내열재료로서 가장 관심이 집중되고 있다. 그러나 Al<sub>3</sub>Ti는 조성 폭이 없는, 즉 line-compound이고, 정방정인 DO<sub>22</sub>구조를 가지며 상온에서 연성을 거의 나타내지 못하기 때문에 실용화에 어려움이 있다.<sup>2)</sup> 그

러나 Al<sub>3</sub>Ti에서 Al의 일부(8~12 mol%)를 제3원소와 치환하면 어느 정도의 조성 폭을 갖게 되며, 대칭성이 우수한 입방정인 L<sub>12</sub>형 구조를 갖는 3원계 합금 (Al,X)<sub>3</sub>Ti로 변환되며, 상온연성도 기대할 수 있다.<sup>3)</sup> L<sub>12</sub>형으로 변환시키는 치환원소로서는 제4주기의 천이금속(V~Cu)을 포함하는 여러 종류의 후보원소가 있다.<sup>4)</sup> 치환하는 첨가원소가 중금속이기 때문에 합금밀도의 증가가 염려되지만, 치환량을 최대(12 mol%)로 하여도 약 0.7 g/cm<sup>3</sup> 정도의 증가량이므로 밀도에 미치는 영향은 작다.

이 금속간화합물은 압축응력 하에서는 고온에서 20~30%의 소성변형을 나타내며, 실온에서도 약 10%의 소성

<sup>†</sup>Corresponding author

E-Mail : hancs@hoseo.edu (C.-S. Han, Hoseo Univ.)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

변형을 나타낸다.<sup>5)</sup> 이와 같이,  $DO_{22}$ 에서  $L1_2$ 로 결정구조를 변환하는 것에 의해 어느 정도의 연성을 개선할 수 있다. 또한, 이  $L1_2$ 형  $(Al,X)_3Ti$ 계 합금 중에서  $X = Cr, Mn, Cu$ 에 대해서는  $T = 573 \sim 873K$ 의 온도범위에서 압축 변형에 대한 응력-변형곡선에 세레이션(serration)이 발생한다는 보고가 있지만, 세레이션 발생기구에 대해서는 명확하지 않다.<sup>6-8)</sup>

인장시험에서 관찰되는 세레이션은 변형모양의 형성에 깊게 관여하기 때문에 이전부터 연구가 진행되었으며, 운동전위에 대한 cottrell 분위기의 형성과 분위기로부터 이탈의 반복에 의해 세레이션이 발생한다.<sup>9-11)</sup> 세레이션은 하중변동이 시작하는 변형(임계변형)이나 하중변동의 발생빈도 및 그 변동 폭에 미치는 미세조직(고용원자의 종류, 농도 및 결정립 크기 등), 그리고 변형조건(변형속도나 변형온도 등)에 의해 영향을 받는다.<sup>12-16)</sup>

따라서 본 연구에서는 Cr 및 Cu로 치환한 합금에 대해서, 먼저 X선 회절법을 이용하여 결정구조 및 규칙도를 결정하고, 다음으로 473K 부근에서의 압축변형거동을 조사하는 것과 동시에 세레이션 변형에 주목하여 그 발생기구를 검토하는 것이 목적이다. 다른 원소로 치환한 합금과 비교하면 Cr으로 치환한 합금은 고온에서의 내산화성이 우수하며, Cu로 치환한 합금은 고온에서  $L1_2$  단상영역이 넓기 때문에  $L1_2$  단상영역을 얻기 쉽고 조직제어가 용이하다.<sup>7,17)</sup>

## 2. 실험 방법

본 실험에 사용한 시료는 Al, Cu, Cr 및 Ti의 분말을 계량한 후 화학양론적 조성에 기준하여 아크용해로를 이용하여  $Al_{67.5}Ti_{25}Cr_{7.5}$ ,  $Al_{65}Ti_{25}Cr_{10}$  및  $Al_{62.5}Ti_{25}Cu_{12.5}$ 와 같이 3종류의 잉고트를 제작하였다(이후, 7.5Cr, 10Cr 및 12.5Cu합금이라고 칭함). 제작된 잉고트를 1373K에서  $3.6 \times 10^5s$  동안 균질화처리를 한 후, 얼음물에 급랭하였고 산소농도를 가스분석장치(Horiba, EMGA-920)를 이용하여 측정하였다.

제작한 시료에 대하여 분말 X선 회절법으로  $L1_2$  단상인 것을 확인하였고, 각 시료에 대한 격자정수 측정 및 장범위 규칙도 결정을 실시하였다. 측정에 사용한 X선 발생장치는 Rigaku RU-200이며,  $CoK_{\alpha}$  특성 X선을 이용하여  $2\theta = 23 \sim 135^\circ$ , 스캔속도  $1^\circ/min$ 으로 측정하였다. 격자정수의 측정에는 pure Al분말을 표준시료로 사용하였다.

균질화처리를 한 합금 잉고트에 대해 방전가공기를 이용하여  $\phi 3 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 의 크기로 자른 시편을 실온, 473K 및 773K에서 Instron-type 시험기(Shimadzu, AG-Xplus)를 사용하여 압축시험 및 마이크로 비커스 경도계를 이

용하여 경도측정(하중 200 gf, 부하시간 20sec)을 실시하였다.

## 3. 실험 결과

### 3.1 X선을 이용한 결정구조분석

Fig. 1은 합금 잉고트에서 제작한 분말시료의 X선 회절측정 프로파일로부터 as-cast 및 균질화처리 후의 모든 시료가  $L1_2$  단상인 것이 확인된 12.5Cu합금의 결과이다. Table 1은 격자정수 측정결과이다. (100)에서 (400)까지의 각 회절선 위치로부터 Nelson-Riley의 외삽법을 이용한 함수를 사용하여 격자정수를 측정하였다. 또 규칙반사와 기본반사의 강도비로부터 구한 장범위 규칙도(S) 및 (S)로부터 Cowley의 식에 따라 추정된 규칙-불규칙 변태온도( $T_c$ )도 함께 나타내었다.<sup>18)</sup>

Fig. 2는 격자정수 측정결과를 보고되어 있는 결과와

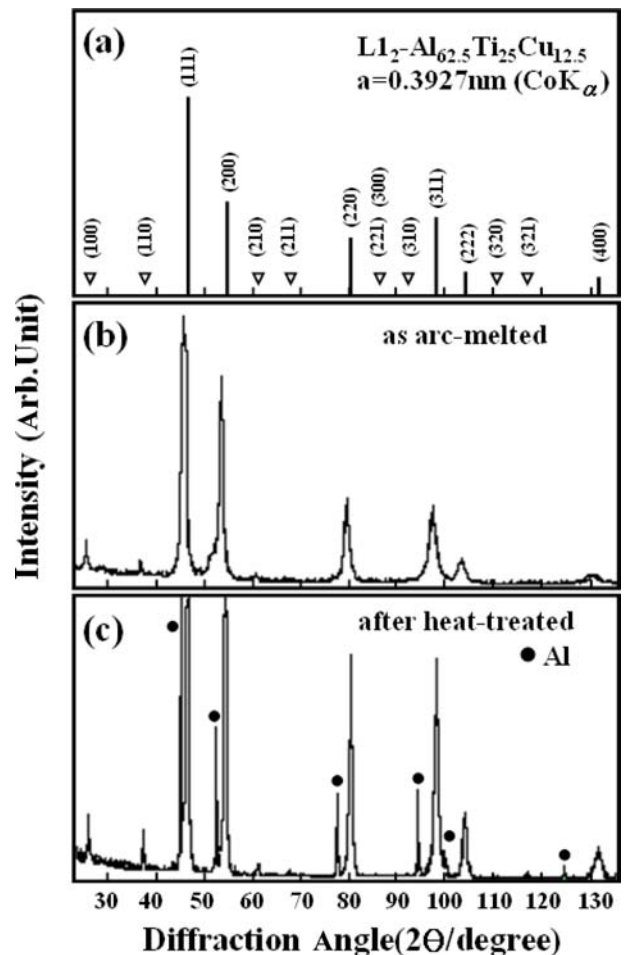


Fig. 1. Result of X-ray analysis for  $Al_{62.5}Ti_{25}Cu_{12.5}$  alloy; (a) predicted reflections for  $L1_2$ - $Al_{62.5}Ti_{25}Cu_{12.5}$  alloy with lattice constant of  $a = 0.3927 \text{ nm}$ , (b) as arc-melted, (c) after heat-treated. Black circles denote reflections of pure aluminum internal standard.



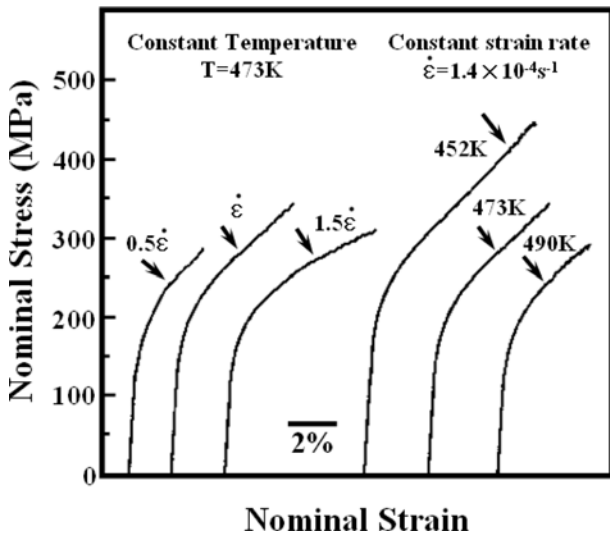


Fig. 5. Compressive stress-strain behaviors of Al<sub>65</sub>Ti<sub>25</sub>Cr<sub>10</sub> alloy. The arrow indicates the onset of serrated flow.

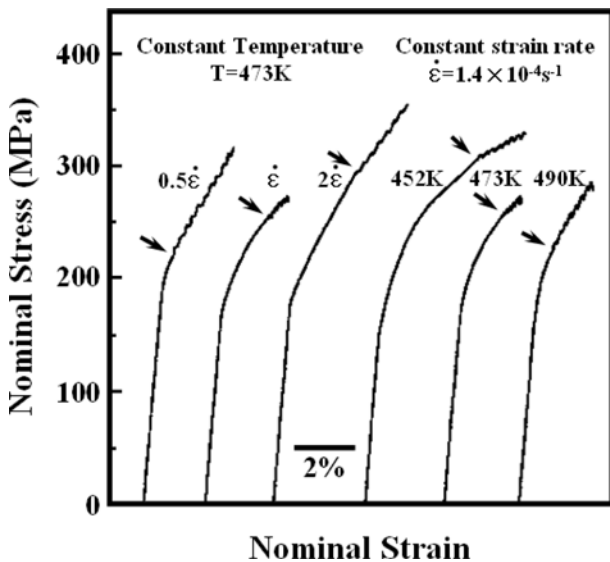


Fig. 6. Compressive stress-strain behaviors of Al<sub>62.5</sub>Ti<sub>25</sub>Cr<sub>12.5</sub> alloy. The arrow indicates the onset of serrated flow.

에 비하여 항복응력, 변형응력 모두 높아지는 경향을 나타내었다. 또한, 473K의 응력-변형곡선에서는 7.5Cr, 10Cr 및 12.5Cu 모든 합금에서 세레이션이 관찰되었다. Fig. 4는 7.5Cr합금의 응력-변형곡선이다. 세레이션은 항복 후 어느 정도 양의 소성변형 후에 시작하며, 변형이 진행함에 따라 주기가 점점 짧아지는 경향을 나타내었으며, 세레이션의 시작과 함께 가공경화율이 상승하는 경향도 나타났다.

이 세레이션의 발생과정을 상세히 조사하기 위하여 압축시험의 조건을 여러 가지로 변경하여 실시한 결과를

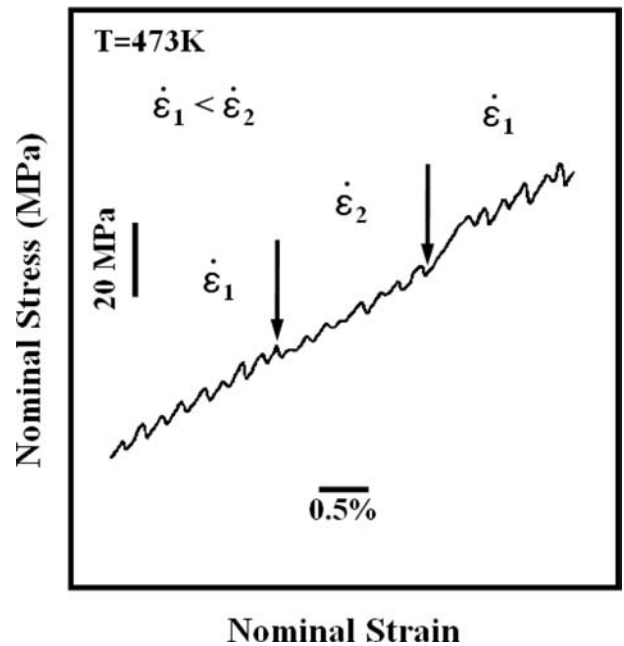


Fig. 7. Stress-strain curve showing the effect of strain-rate change for Al<sub>62.5</sub>Ti<sub>25</sub>Cr<sub>12.5</sub> alloy. The strain-rate  $\dot{\epsilon}_1$  and  $\dot{\epsilon}_2$  are  $8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  and  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , respectively.

Fig. 5 및 Fig. 6에 나타내었다. 이 결과로부터 하기의 사항이 명백하게 되었다. 즉, 본 실험의 변형속도범위에서는, 473K 부근에서 어떤 임계변형 후에 세레이션이 발생한다. 일정한 온도에서는 변형속도가 증가하는 것에 따라 임계변형이 커지며, 변형속도가 일정한 조건에서는 온도상승에 따라 임계변형은 작아지는 경향을 나타낸다. 이 경향성은 제작한 모든 합금에서 공통적으로 관찰되었다.

Fig. 7은 12.5Cu합금에 대하여 변형속도를 급격하게 변화시켜 시험을 실시한 결과이다. 변형응력은 변형속도가 빨라지면 저하하고, 변형속도가 느려지면 커지는 것을 알 수 있다. 즉, 변형응력에 대한 역변형속도 의존성을 나타낸다.

## 4. 고 찰

### 4.1 결정구조

L<sub>12</sub>형 (Al,X)<sub>3</sub>Ti합금에 대한 격자정수 측정결과를 Fig. 2에 나타내었다. 이 결과로부터 치환원자의 원자번호가 커질수록 격자정수는 점점 작아지는 경향을 알 수 있다. 이 경향성은 치환량(7.5~12.5 mol%)과는 관계가 없어 보이지만, L<sub>12</sub>형 (Al,X)<sub>3</sub>Ti합금의 격자정수는 합금의 전자구조와 밀접한 관계가 있는 것을 시사하고 있다.<sup>3,19-24)</sup> 그러나, X선 측정을 통한 격자정수 결정방법은 측정자에 따라 다르며, 사용한 외삽법을 이용한 함수도 측정자에 따라 다를 가능성도 있기 때문에 측정결과 해석에 있어

서 이 점을 고려할 필요가 있다.<sup>28)</sup>

#### 4.2 동적변형 시효처리에 따른 세레이션의 발생

본 실험에서 관찰된 임계변형에 미치는 온도 및 변형 속도의 영향이나 변형응력에 대한 변형속도 의존성으로부터 세레이션의 발생은 용질원자와 운동전위의 상호작용에 기인하는 동적 변형시효에 의한 것이라고 판단된다.

운동전위와 용질원자의 상호작용은 다음과 같이 설명할 수 있다.<sup>29)</sup> 외력 하에서 결정이 어떤 변형속도로 변형하는 경우를 생각해 보면, 운동전위에 대한 용질원자의 존재에 의한 저항은 용질원자의 확산속도와 전위속도에 의존하지만, 3개의 범위로 나누어 생각할 수 있다. 첫째, 저온변형과 같이 전위속도가 용질원자 확산속도에 비해 빠른 경우, 용질원자는 분위기를 형성할 수 없다. 그 결과 전위는 무질서하게 분포하는 용질원자로부터의 저항을 받는다. 이 저항은 전위속도가 빠르게 되면 커진다. 둘째, 고온변형과 같이 용질원자 확산속도가 전위속도와 거의 같아지는 조건에서는 전위 주위에 정상적인 분위기가 형성되어(분위기의 농도는 온도 및 용질원자와 전위의 상호작용 에너지에 의해 결정됨) 전위운동에 대해서는 분위기의 중심이 뒤쪽으로 틀어질 뿐이며, 전위는 인력 저항을 받는다. 분위기 정도는 정지전위의 분위기 정도와 거의 같고, 저항도 전위속도에 비례한다. 셋째, 고온과 저온의 중간온도인 전위속도영역에서는 전위 운동과정에서 분위기(장해)가 확산에 의해서 형성된다. 따라서 전위속도가 빠르게(온도가 낮고) 되면 저항이 작아지는 역변형속도 의존성이 나타나며, 전위는 속도를 가속시켜 분위기를 이탈한다. 이탈한 전위 주위에는 재차 분위기가 형성되며, 이 현상의 반복에 의해 동적 변형시효가 발생하며, 따라서 응력변동이 검출기의 감도 이상으로 되면 응력-변형곡선 상에서 세레이션으로서 관찰된다. 이상과 같이 동적 변형시효는 전위속도와 용질원자의 확산속도가 거의 같아진 상태에서 발생한다. 그러나 실제 세레이션의 발생과정은 각각의 합금계, 시험조건에 따라 다르다. L1<sub>2</sub>형 (Al,X)<sub>3</sub>Ti합금에 대해서는 동적 변형시효의 원인이 되는 용질원자의 종류나 구체적인 확산과정 등은 현재 뚜렷하게 정립되어 있지 않다.

다음은 본 실험결과에 대한 해석을 cottrell 등의 이론에 따라 검토하였다.<sup>30-32)</sup> 운동전위와 용질원자 분위기와 상호작용에 의해 동적 변형시효가 발생하는 경우, 전위속도( $V_c$ )는 다음 식으로 나타낼 수 있다.

$$V_c = D/R = DF/kT \quad (1)$$

$D$ 는 용질원자의 확산계수,  $R$ 은 용질분위기의 크기,  $F$ 는 전위와 용질원자와의 상호작용력,  $k$  및  $T$ 는 각각 볼

**Table 2.** Activation energy( $Q$ ) and exponent( $m+r$ )

Alloy	$Q$ (kJ/mol)	$(m+r)$
Al <sub>67.5</sub> Ti <sub>2.5</sub> Cr <sub>7.5</sub>	80	1.3
Al <sub>65</sub> Ti <sub>2.5</sub> Cr <sub>10</sub>	60	1.2
Al <sub>62.5</sub> Ti <sub>2.5</sub> Cu <sub>12.5</sub>	95	1.2

츠만상수, 절대온도이다. 또, 결정의 변형속도( $\dot{\epsilon}$ )는 다음 식으로 주어진다.

$$\dot{\epsilon} = b\rho V_c \quad (2)$$

여기에서,  $b$ 는 전위의 버거스벡터,  $\rho$ 는 가동전위밀도이다. 식(1), (2)로부터

$$\dot{\epsilon} = b\rho DF/kT \quad (3)$$

한편, 변형시효에 의한 세레이션의 발생에는 결정이 임계변형( $\epsilon_c$ )까지 변형된 시점에서 임계밀도의 운동전위와 공공을 필요로 한다(각각  $\rho$  및  $C_v$ 로 함).  $\rho$  및  $C_v$ 는 각각  $\rho = N\epsilon^r$ ,  $C_v = B\epsilon^m$ 로 나타낼 수 있다.  $m$ ,  $r$ ,  $B$ ,  $N$ 은 정수이다. 또, 용질원자의 확산이 소성변형에 의해서 형성된 공공에 의해 촉진되면,  $D = MC_v \cdot \exp(-Q/kT)$ 로 나타낼 수 있다.  $M$ 은 정수,  $Q$ 는 용질원자가 확산할 때 필요한 활성화 에너지이다. 이것을 식(3)에 대입하면 다음과 같이 된다.

$$\dot{\epsilon} = A \cdot (\epsilon_c^{m+r}/T) \cdot \exp(-Q/kT) \quad (4)$$

여기에서,  $A$ 는 정수이며, 이 식은 세레이션 발생의 변형속도, 변형량 및 온도의 관계를 나타낸다.

다음은 본 실험결과를 식(4)에 따라 해석하였다. 온도가 일정한 조건에서 변형속도와 임계변형과의 상용로그 값이 직선에 근사한다면, 기울기로부터( $m+r$ )을 구한다. 그 다음, 변형속도가 일정한 조건에서 먼저 구한 지수( $m+r$ )의 값을 대입하여 임계변형의 상용로그 값과 온도의 역수를 플롯트 한다. 플롯트 한 것이 또 직선에 근사한다면, 기울기로부터 활성화 에너지( $Q$ )가 구해진다. Fig. 5 및 Fig. 6에 나타낸 실험결과로부터 플롯트 한 것은 명백한 직선관계를 나타내었다. Table 2에 구한 지수( $m+r$ ) 및 활성화 에너지( $Q$ )를 나타내었다. Al합금의 치환형 용질원자의 확산에 기인하는 세레이션의 경우, ( $m+r$ )~2.5라고 보고되어 있지만, 본 실험결과는  $r=1.2\sim1.3$ 으로 매우 작은 값이다.<sup>32,33)</sup> 소성변형에 의한 전위밀도의 증가는 거의 변형에 비례( $\rho \propto \dot{\epsilon}$ )한다고 판단되므로  $r \sim 1$ 이다. 따라서 본 실험조건에서의  $m$ 값은 매우 작다고 판단된다. 즉, 세레이션 발생을 위한 용질원자의 확산이 소성변형

에 의해서 형성된 공공의 도움을 필요로 하지 않는 것을 알 수 있다. 또한, 확산의 활성화 에너지( $Q$ )값은 60~95 kJ/mol이며, 이 값은  $L_{12}$ 형  $(Al, X)_3Ti$ 합금의 치환형 용질원자에 대한 확산의 활성화 에너지로서 보고된 300~350 kJ/mol (1173K~1373K)에 비하여 매우 작은 값이다.<sup>34)</sup> 이것은 본 실험에서의 세레이션이 473K 부근이라는 비교적 저온영역에서 관찰된 점과도 관계가 있다고 생각된다.

다음은, 작은 활성화 에너지에 의한 가능한 확산과정에 대하여 고찰하였다. 우선, Ti, Cr, Cu 등 치환형 용질원자가 확산하는 경우, 화학양론조성에서 벗어난 정도에 기인하는 공공의 영향에 의해서 활성화 에너지가 저하하는 경우나 전위파이프확산 등 저에너지 확산경로의 존재 등을 생각할 수 있다.<sup>35)</sup>

침입형 원자의 확산이라면, 지수  $m$ 이 매우 작은 점이나 활성화 에너지도 낮은 것을 이해할 수 있다. 본 실험에서 사용한  $(Al, X)_3Ti$ 합금( $X = Cr, Cu$ )에서 침입형 용질원자로서 생각할 수 있는 것은 제조 시 혼입 또는 순금속원료에 포함되어 있는 불순물이다. 일반적으로, 순Ti, Cr, Cu의 불순물에 포함된 산소는 비교적 다량으로 존재한다고 알려져 있다. 본 실험에 사용한 원료에 대한 산소분석결과는 50~240 ppm이다. 이 값은 타 연구자에 의한  $L_{12}$ 형  $(Al, X)_3Ti$ 합금의 분석값에 비하여 높지는 않지만, 산소 이외의 침입형 원자가 원인이 될 가능성은 희박하다고 판단된다.<sup>35)</sup> 그러나 이 산소가 직접 세레이션 발생의 원인이라는 증거는 없으며, 산소량이 서로 다른 시료의 세레이션 발생거동에 명확한 차이가 없다는 보고가 있기 때문에, 원인을 규명하기 위하여 지속적인 연구를 수행하여 차후 보고하도록 하겠다.<sup>8)</sup>

## 5. 결 론

$L_{12}$ 형  $(Al, X)_3Ti$ 합금( $X = Cr, Cu$ )의 결정구조를 X선 회절법으로 해석하고, 고온에 대한 불균일 변형거동을 조사하고 그 기구를 고찰하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

1) 본 실험결과와 이전의 결과를 종합하면,  $L_{12}$ 형  $(Al, X)_3Ti$ 합금에 대한 격자정수는 치환원자 X의 원자번호 순으로 감소하며, 경도는 증가하는 경향이 나타났다.

2)  $Al_{67.5}Ti_{25}Cr_{7.5}$ ,  $Al_{65}Ti_{25}Cr_{10}$  및  $Al_{62.5}Ti_{25}Cu_{12.5}$ 합금에 대한 473K 부근의 압축시험에서 응력-변형곡선에 세레이션이 관찰되었으며, 세레이션 발생조건 하에서 변형응력에 역변형속도 의존성이 나타났다.

3) 세레이션의 발생이 용질원자의 확산에 의한 동적변형 시효에 의한 것이라고 가정하여 해석한 결과, 활성화 에너지는 60~95 kJ/mol 이었으며, 확산과정은 소성변형에 의해서 형성된 공공의 관여를 필요로 하지 않는다.

4) 본 합금계의 경우, 473K 부근에서 나타난 세레이션은 저온에서 전위속도가 침입형 용질원자의 확산속도에 비해 빠른 경우에 해당한다.

## References

1. T. B. Massalski, J. L. Murray, L. H. Bennett, and H. Baker, Binary Alloy Phase Diagrams, 1st ed., p.157, American Society for Metals (1986).
2. M. Yamaguchi, Y. Umakoshi, and T. Yamane, Phil. Mag., **55A**, 301 (1987).
3. A. Raman and K. Schubert, Z. Metallkde., **56**, 99 (1965).
4. D. H. Cheon, J. G. Lee, M. H. Oh, and D. M. Wi, Korean J. Met. Mater., **42**, 14 (2004).
5. E. P. George, D. P. Pope, C. L. Fu, and J. H. Schneibel, ISIJ International, **31**, 1063 (1991).
6. D. B. Lee, S. H. Kim, and K. Niinobe, Mater. Sci. Eng., **290**, 1 (2000).
7. M. Heilmaier, H. Saage, K. J. Mirpuri, J. Eckert, L. Schultz, and P. Singh, Mater. Sci. Eng., A, **329/331**, 106 (2002).
8. L. Potez, G. Lapasset, and L. P. Kubin, Scri. Met. et Mater., **26**, 841 (1992).
9. A. H. Cottrell, Philos. Mag., **44**, 829 (1953).
10. R. K. Ham, and D. Jaffrey, Philos. Mag., **14**, 247 (1967).
11. W. Charnock, Philos. Mag., **20**, 427 (1969).
12. R. Sarmah and G. Ananthakrishna, Acta Mater., **91**, 192 (2015).
13. Y. Nakayama, J. Japan Inst. Met., **65**, 1 (2001).
14. Y. Nakayama and K. Naruke, J. Japan Inst. Light Met., **51**, 346 (2001).
15. Y. Nakayama, K. Naruke, and M. Furuta, J. Japan Inst. Light Met., **52**, 460 (2002).
16. M. Furuta, K. Naruke, Y. Yaginuma, K. Okada, T. Shinizu, and Y. Nakayama, J. Japan Inst. Light Met., **52**, 586 (2002).
17. H. Mabuchi, A. Kito, and M. Nakamoto, Intermetallics, **4**, 193 (1996).
18. J. M. Cowley, Phys. Rev., **77**, 669 (1950).
19. J. P. Nic, S. Zhang, and D. E. Mikkola, Scripta Met., **24**, 1099 (1990).
20. H. Mabuchi, K. Hirukawa, H. Tsuda, and Y. Nakayama, Scripta Met., **24**, 505 (1990).
21. Y. Nakayama and H. Mabuchi, Intermetallics, **1**, 41 (1993).
22. M. Kogachi, S. Minamigawa, and K. Nakahigashi, Scripta Met., **27**, 407 (1992).
23. M. Kogachi and A. Kameyama, Scripta Met., **29**, 1329 (1993).
24. W. E. Frazier and J. E. Benci, Scripta Met., **25**, 2267 (1991).
25. H. Mabuchi, H. Tsuda, T. Matsui, and K. Morii, J. Japan. Inst. Met., **64**, 1041 (2000).

26. J. Ternacki and Y. W. Kim, *Scripta Met.*, **22**, 329 (1988).
27. M. B. Winnicka and R. A. Varin, *Scripta Met.*, **23**, 1199 (1989).
28. R. A. Varin, L. Zbroniec, and Z. G. Wang, *Intermetallics*, **9**, 195 (2001).
29. H. Miyagawa, T. Morikawa, T. Okazaki, H. Nakashima, and H. Yoshinaga, *J. Japan. Inst. Met.*, **60**, 367 (1996).
30. A. H. Cottrell, *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, p.136, Oxford (1965).
31. A. H. Cottrell and M. A. Jaswon, *Proc. Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, **A199**, 104 (1949).
32. A. H. Cottrell, *Phil. Mag.*, **44**, 829 (1953).
33. P. G. McCormick, *Acta Met.*, **19**, 463 (1971).
34. K. S. Kumar and J. D. Whittenberger, *J. Mater. Res.*, **7**, 1043 (1992).
35. R. Lerf and D. G. Morris, *Acta Metall.*, **49**, 1091 (1994).