

## TiC-Mo 고용체 단결정의 고온 압축변형 특성

신순기<sup>†</sup>

강원대학교 신소재공학과

### Deformation Property of TiC-Mo Solid Solution Single Crystal at High Temperature by Compression Test

Soon-Gi Shin<sup>†</sup>

Department of Advanced Materials Engineering, College of Samcheok, Kangwon National University, Samcheok, Gangwon-do 245-711, Korea

(2014년 8월 27일 접수: 2014년 9월 11일 최종수정: 2014년 10월 13일 채택)

**Abstract** To investigate the deformation properties of TiC-(5-20) mol% Mo solid solution single crystals at high temperature by compression testing, single crystals of various compositions were grown by the radio frequency floating zone technique and were deformed by compression at temperature from 1250K to 2270K at strain rates from  $5.1 \times 10^{-5}$  to  $5.9 \times 10^{-3}$ /s. The plastic flow property of solid solution single crystals was found to be clearly different among a three-temperature range (low, intermediate and high temperature ranges) whose boundaries were dependent on the strain rate. From the observed property, we conclude that the deformation in the low temperature range is controlled by the Peierls mechanism, in the intermediate temperature range by the dynamic strain aging and in the high temperature range by the solute atmosphere dragging mechanism. The work softening tends to become less evident with an increasing experimental temperature and with a decreasing strain rate. The temperature and strain rate dependence of the critical resolved shear stress is the strongest in the high temperature range. The curves are divided into three parts with different slopes by a transition temperature. The critical resolved shear stress ( $\tau_{0.2}$ ) at the high temperature range showed that Mo content dependence of  $\tau_{0.2}$  with temperature and the dependence is very marked at lower temperature. In the higher temperature range,  $\tau_{0.2}$  increases monotonously with an increasing Mo content.

**Key words** solid solution, high temperature, deformation, compression test, titanium carbide.

### 1. 서 론

주기율표에서 VIa족에 속하는 천이금속 탄화물의 하나인 TiC (TiC는 넓은 비화학량론 조성에 걸쳐서 C/Ti의 원자비가 1보다 작지만, 여기서는 별도의 조건이 없는 한 TiC로 표시한다)는 NaCl형 결정구조를 가지며, 금속 Ti 과 거의 같은 전기와 열전도성을 가진다.<sup>1)</sup> 또 3300K의 높은 용점과 고경도(3100 Hv)를 나타내며 공유결합성이 강한 재료이다. 이와 같은 강한 공유결합성으로 인하여 상온에서는 취성파괴를 나타내지만, 온도가 상승함에 따라서 전위이동 속도가 증가하여 1100K 이상이 되면 소

성변형이 일어난다.<sup>1,2)</sup> 즉 격자마찰력이 반영되어 명확한 가공연화 현상을 보인다<sup>3-6)</sup> (이를 항복점 현상이라고도 한다. 하지만 전위의 용질분위기 이탈에 기인하는 강의 항복점 현상과 혼돈하기 쉬우므로 여기서는 가공연화 현상이라 부르기로 한다). 또 1600K 이상의 고온에서는 TiC 중의 탄소원자 확산이 빨라져, 강도는 온도가 높아질수록 급격하게 저하하며 가공연화 현상도 불명확하게 된다.<sup>3)</sup> 이러한 고온에서 급격한 강도 저하를 개선할 목적으로 Williams는 TiC에 B를 첨가하여 연구한 결과 상당히 효과적임을 보고하였다.<sup>7)</sup> 또 Venables는 B첨가 효과(강도상승)의 원인은 확장전위에 판상으로 석출한 육

<sup>†</sup>Corresponding author

E-Mail : ssg@kangwon.ac.kr (S.-G. Shin, Kangwon Nat'l 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.

방정  $TiB_2$ 가 전위이동을 방해하기 때문이라고 밝혔다.<sup>8)</sup> 그 외에 Hollox는 TiC에 25~50%VC를 첨가하면 B첨가 이상의 고온강도 개선효과가 있음을 보고하고, 그 원인은 규칙상 형성에 따른 것으로 추정된 바 있다.<sup>9)</sup>

저자는 최근 TiC에 VIa족인 Mo를 25 mol% 고용시키면 급격한 고용체 경화가 발생한다는 것,<sup>10)</sup> 높은 강도는 TiC가 연성인 Mo의 변형을 면구속하여 Mo내부에 다량으로 발생·축적된 전위에 기인한 내부응력에 의하여 율속된다는 것<sup>11)</sup>을 보고한바 있다. 본 연구에서는 TiC-Mo 고용체의 경화 기구를 검토할 목적으로, 첨가 Mo의 농도를 변화시킨 이 고용체 단결정을 제조 후, 압축시험 시의 고온변형 특성에 대하여 조사하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

평균입경  $1.6 \mu m$ 의 TiC (Mitsubishi Metals Co., 순도 99.5%), 평균입경  $4.0 \mu m$ 의 Mo (Japan Tungsten Co., 순도 99.9%)을 이용하여 TiC-5 mol% Mo, 10 mol% Mo, 15 mol% Mo, 20 mol% Mo의 조성이 되도록 배합하여 혼합 후, 280 MPa의 정수압 하에서 60s 동안 압축 성형하여 직경 10 mm, 길이 150 mm의 봉상 압분체를 제조하였다. 이것을 1 mPa의 진공, 1700K에서 3.6 ks 동안 고주파 가열하여 탈가스 및 예비소결 하였다. 이어서 0.15 MPa의 He가스(순도 6 N) 분위기 중 2700K, 3.6 ks 동안 고주파가열하여 본 소결 하였다. 단결정의 제조에는 0.25 MPa의 He 분위기, 고주파 부유대역법을 이용하였다. 이때 용융부분의 이동방향은 y축 상방, 이동속도는  $1.5 \mu m/s$ 로 하였다. 제조된 단결정을 장축방향이 단일 슬립방향이 되도록 절단 후, #240~#1500의 SiC 연마지로 연마하였다. 또 다이아몬드 현탁액과 초정밀절단기를 이용하여,  $2 mm \times 2 mm \times 3 mm$ 의 각형 압축시험편을 제작하였다. 압축시험은 Shimazu사의 Serbo Pulser (EHF-2형, 용량 20 kN)를 이용하여 0.3 mPa 진공상태, 1250~2270K의 온도범위,  $5.1 \times 10^{-5} \sim 5.9 \times 10^{-3}/s$ 의 변형속도 하에서 실시하였다.

## 3. 실험 결과

Fig. 1에는 TiC-5 mol% Mo, TiC-10 mol% Mo 고용체 단결정에 대하여  $5.3 \times 10^{-4}/s$ 의 변형속도로 온도를 1250~2270K로 변화시켜 압축시험 후 얻어진 응력-변형을 곡선을 나타내었다. 또 Fig. 2에는 TiC-15 mol% Mo 고용체 단결정에 대하여  $5.9 \times 10^{-4}/s$ 의 변형속도로 압축시험 시의 시험온도의 종류를 늘려서 실시한 가공연화 현상이 일어난 부근의 응력-변형을 곡선을 정리한 것이다. 여기서(Fig. 2)는 비교재로서 Mo를 첨가하지 않은 순

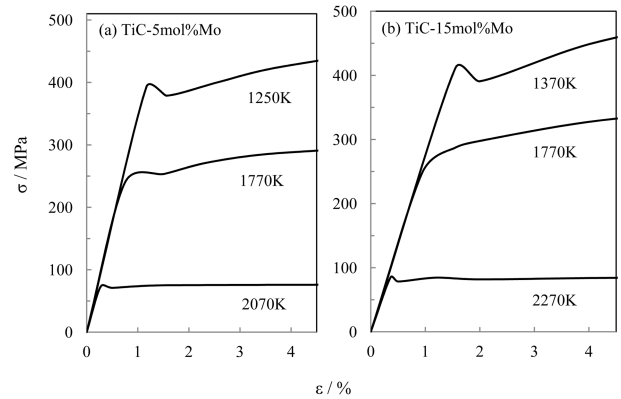


Fig. 1. Stress-strain curves for (a) TiC-5 mol% Mo and (b) TiC-10 mol% Mo solid solution single crystals compressed at various temperatures at a strain rate of  $5.3 \times 10^{-4}/s$ .

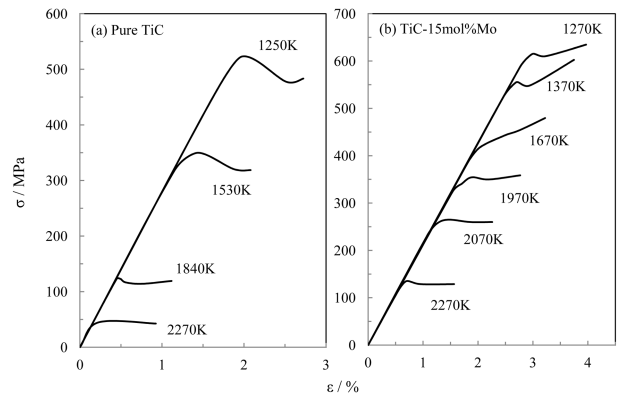


Fig. 2. Temperature dependence of the softening behavior for pure TiC and TiC-15 mol% Mo solid solution single crystals compressed at various temperatures at a strain rate of  $5.9 \times 10^{-4}/s$ .

수 TiC에 대하여 수행한 이전의 연구결과를 함께 나타내었다.<sup>10)</sup> 이들 결과로부터 TiC-Mo 고용체 단결정은 시험온도에 따라서 다른 형태의 변형특성을 나타내며, 그 차이에 따라서 3영역으로 나누어지는 것을 알 수 있다. 즉 가공연화 현상을 나타내며 항복 후의 가공경화가 큰 저온영역, 가공연화 현상을 나타내지 않으며 변형개시부터 큰 가공경화를 나타내는 중온영역, 가공연화 현상을 나타내며 그 이후 거의 일정응력으로 변형이 진행되는 고온영역의 3영역으로 구별된다. 한편 Fig. 2로부터  $5.9 \times 10^{-4}/s$ 의 변형속도에서는 1370K는 저온영역, 1670K는 중온영역, 2070K는 고온영역임에 속함을 알 수 있다.

Fig. 3은 TiC-10 mol% Mo 고용체에 대하여 1370K, 1670K(Fig. 2에서 저온영역과 중온영역에 해당됨)의 온도에서 변형속도를  $5.1 \times 10^{-5} \sim 5.9 \times 10^{-3}/s$ 로 변화시켜 가공연화거동의 변형속도 의존성을 측정된 결과를 나타낸 것이다. Fig. 3(a)의 1370K에서는  $5.1 \times 10^{-5}/s$ 의 가장 느린 변형속도를 제외하고는 저온영역 모양의 가공연화 현상이 관찰되며, 변형속도가 증가함에 따라서 보다 명

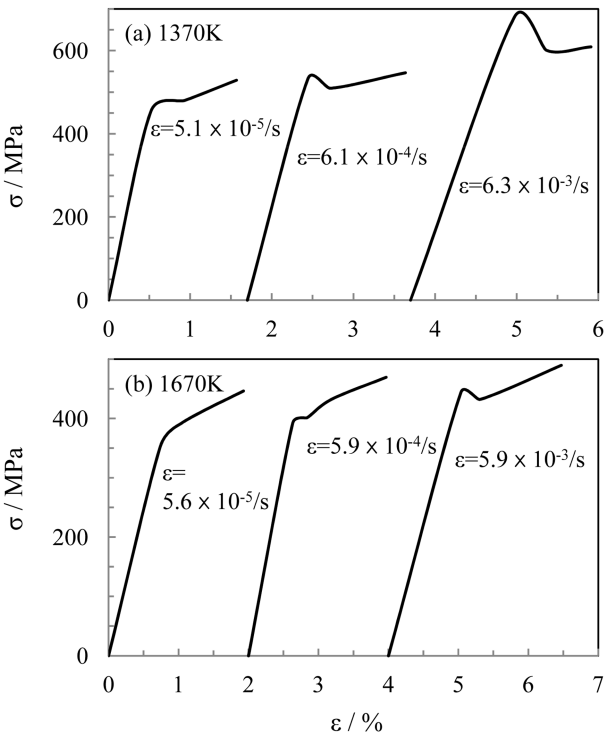


Fig. 3. Strain-rate dependence of the softening behavior at two temperatures for TiC-10 mol% Mo solid solution single crystal.

확하게 된다. 또 Fig. 3(b)의 1670K에서는 초기에는 중온영역 모양의 거동을 나타내다가, 변형속도가 증가함에 따라서 저온영역 모양의 변형거동(가공연화)으로 옮겨감을 알 수 있다.

Fig. 4는 변형속도와 각 온도영역의 관계를 보다 명확하게 나타낼 목적으로 TiC-10 mol% Mo, TiC-15 mol% Mo 고용체 단결정에 대하여 초기 변형속도( $\dot{\epsilon}$ )와  $T_m/T$  ( $T_m$ 은 용점)의 관계를 나타낸 것이다. 그림 중에서 가공연화 현상이 관찰된 경우를 ○, 관찰되지 않은 경우를 ●, 직선은 그들의 경계를 나타낸다. 이 결과로부터 경계온도의 변형속도 의존성은 저온영역과 중온영역의 경계와 중온영역과 고온영역의 경계에서 서로 다른 것을 알 수 있다.

Fig. 5에는 TiC-15 mol% Mo 고용체 단결정에 대하여 0.2% 소성변형 분해전단응력( $\tau_{0.2}$ )을 압축 시험온도를 함수로 하여 나타내었다. 그림 중에는 비교를 위해 이전의 연구에서 보고한 순수 TiC의 연구결과도 함께 나타내었다.<sup>10)</sup> 순수 TiC는 아래로 볼록한 모양을 나타내는 것에 비하여 TiC-15 mol% Mo 고용체 단결정에서는 중온영역에서 위로 볼록한 모양을 나타내며, 또 앞에서 설명한 3가지 온도영역에서 온도의존성도 서로 다른 것을 알 수 있다. 즉  $\tau_{0.2}$ 의 온도의존성이 저온영역에서는 온도가 상승함에 따라서 급격하게 증가하며, 중온영역에서는 비교적 적은 온도의존성을 나타내다가 고온영역에서

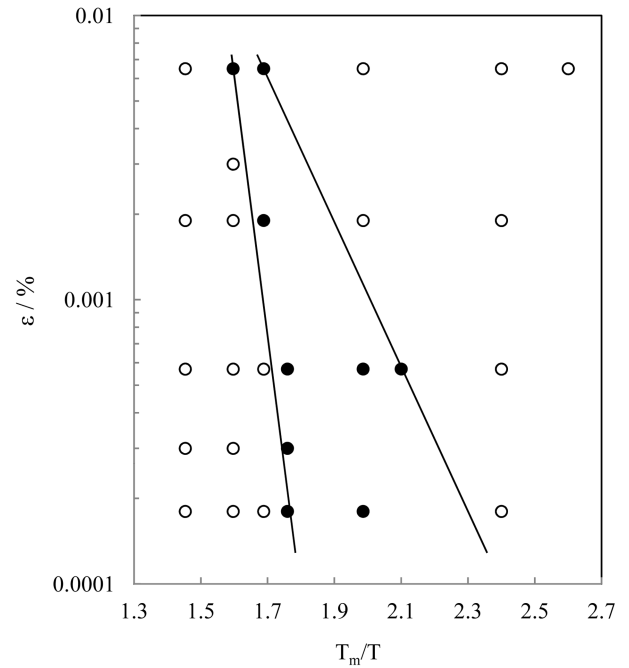


Fig. 4. Strain rate vs reciprocal of homologous temperature for TiC-10 mol% Mo and TiC-15 mol% Mo solid solution single crystals. Marks ○ and ● indicate the presence and the absence of softening behavior, respectively.

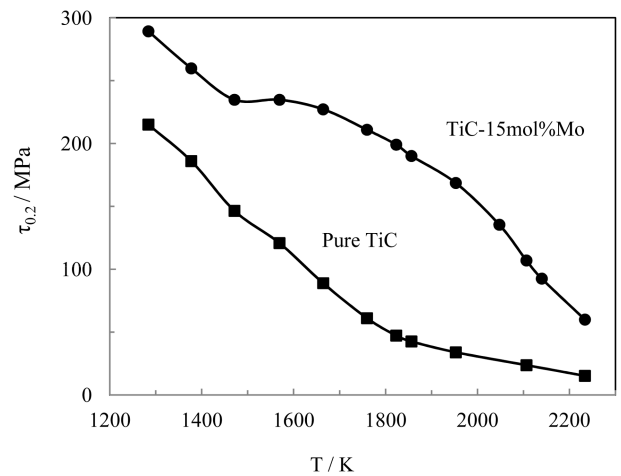


Fig. 5. Temperature dependence of  $\tau_{0.2}$  for pure TiC and TiC-15 mol% Mo solid solution single crystals compressed at a strain rate  $5.9 \times 10^{-4}/s$ .

다시 크게 의존성이 증가한다.

Fig. 6은  $\tau_{0.2}$ 를 강성율(G)로 규격화하여 시험온도의 역수를 함수로 하여 나타낸 것이다. 그림 중에는 저온, 중온, 고온의 온도영역을 L, M, H로 표시하였다. L의 기울기는 순수 TiC와 같이 거의 같은 것은 비하여 H의 기울기는 순수 TiC의 그것보다 상당히 크다. 또 M의 기울기는 순수 TiC에는 관찰되지 않는 영역으로 온도의존성이 거의 없음을 알 수 있다.

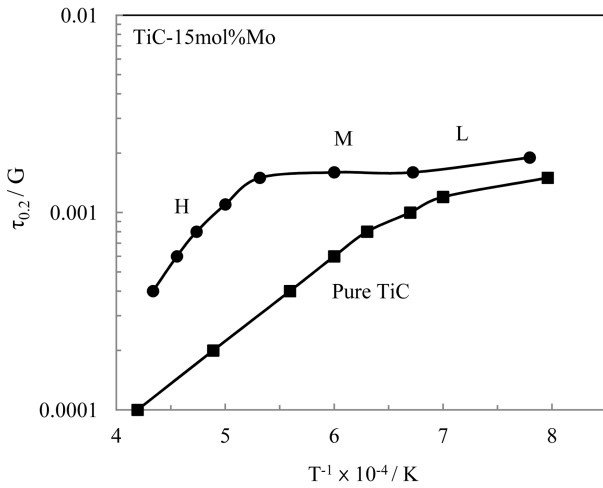


Fig. 6. Log ( $\tau_{0.2}/G$ ) vs  $T^{-1}$  for pure TiC and TiC-15 mol% Mo solid solution single crystals compressed at a strain rate  $5.9 \times 10^{-4}/s$ .

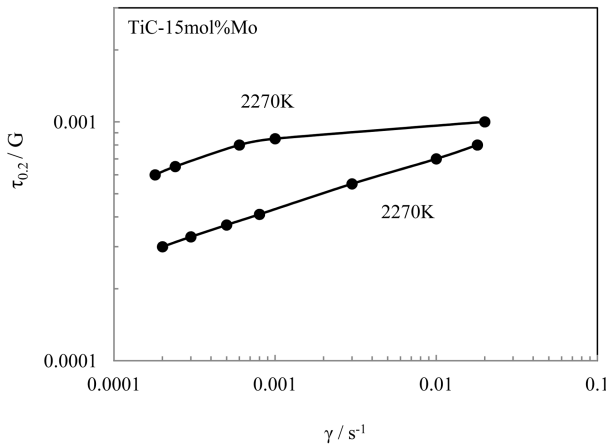


Fig. 7. Log ( $\tau_{0.2}/G$ ) vs log  $\gamma$  for TiC-15 mol% Mo solid solution single crystal compressed at two temperatures.

Fig. 7에는 Fig. 6에서 얻은 TiC-15 mol% Mo 고용체 단결정의  $\tau_{0.2}/G$ 와 소성전단 변형속도( $\gamma$ )와의 관계를 나타내었다. Fig. 5와 Fig. 6의 온도의존성과 같이 변형속도의 의존성은 온도영역이 높을수록 크게 나타남을 알 수 있다.

Fig. 8에는  $\tau_{0.2}$ 의 TiC-Mo 고용체 단결정 중의 Mo농도의존성을 나타낸 것이다. 이 그림으로부터  $\tau_{0.2}$ 는 1270K의 저온영역에서는 5 mol%까지의 저농도에서 감소(고용체 연화)하며, 고농도에서는 오히려 증가(고용체 경화)를 나타낸다. 또 1770K 이상의 고온에서는 거의 직선적으로 증가함을 알 수 있다.

#### 4. 고찰

Fig. 5와 Fig. 6에 나타낸  $\tau_{0.2}$ 의 시험온도 의존성과 Fig. 7에 나타낸 소성전단 변형속도( $\gamma$ ) 의존성의 결과로부터  $\tau_{0.2}$ 와 시험온도( $T$ ),  $\gamma$ 와의 사이에는  $\gamma = A(\tau_{0.2}/G)^m \exp$

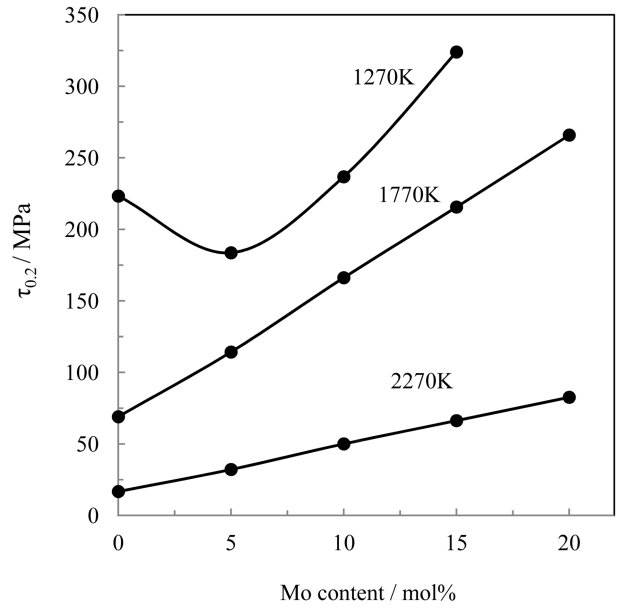


Fig. 8.  $\tau_{0.2}$  vs Mo content (mol%) for solid solution single crystal compressed at three temperatures at a strain rate of  $5.9 \times 10^{-4}/s$ .

Table 1. Values of  $m$  and  $Q$  in the low and high temperature ranges.

|                | Low temperature range |              | High temperature range |              |
|----------------|-----------------------|--------------|------------------------|--------------|
|                | $m$                   | $Q$ (kJ/mol) | $m$                    | $Q$ (kJ/mol) |
| Pure TiC       | 10                    | 240          | 5                      | 470          |
| TiC-10 mol% Mo | 15                    | 210          | 6                      | 570          |
| TiC-15 mol% Mo | 13                    | 200          | 5                      | 610          |

( $-Q/RT$ )의 관계가 성립한다.<sup>10)</sup> 이 식 중  $A$ 는 상수,  $m$ 은 변형속도 응력지수,  $Q$ 는 변형의 걸보기 활성화에너지,  $R$ 은 기체상수이다. Fig. 6에서 시험온도 의존성의 기울기가  $0.44Q/mR$ 이므로 Fig. 7의 소성전단 변형속도의 의존성에서 기울기의 역수로 얻어지는  $m$ 값을 여기에 대입하면,  $Q$ 의 값이 얻어진다. 저온영역과 고온영역에 대하여 얻은  $m$ 과  $Q$ 값을 순수 TiC의 연구결과<sup>10)</sup>를 포함하여 Table 1에 정리하여 나타내었다. 저온영역의  $Q$ 는 200~210 kJ/mol로 고용체 중의 Mo농도와는 거의 상관성을 나타내지 않는다. 한편, 고온영역에서는 570~610 kJ/mol로 Mo농도가 증가함에 따라서 다소 상승하는 경향을 나타내지만, 그 증가량이 크지 않음을 알 수 있다.

또 Fig. 4의 경계선으로부터도  $Q$ 값을 얻을 수가 있다. 이 값도 Table 1의 값과 거의 일치하였다. 이것은 고온영역과 중온영역에서는 전위 주위에 용질원자(Mo)의 분위기가 형성되나 저온영역에서는 분위기가 형성되지 않아 변형기구가 달라지기 때문으로 생각된다. 따라서 고온영역과 중온영역의 경계조건으로 얻어진  $Q$ 값이 Mo의 확산이 관여하는 고온영역에서의  $Q$ 값과 일치하는 것은

합리적으로 보인다.

이상의 고찰내용과 앞의 실험결과로부터 TiC-Mo 고용체 단결정에서 일어나는 변형특성(차이)은 3가지의 온도영역으로 나누어진다는 것과 이들 온도영역의 경계는 변형속도의 증가에 따라서 고온영역으로 이동한다는 것을 알 수 있다. 각각의 변형특성을 온도영역별로 나누어 검토하기로 한다. 먼저 고온영역 변형의 특징은 다음과 같이 정리된다. 1) 순수 TiC보다도 명확한 가공연화 현상이 관찰되며, 항복 후의 가공경화는 거의 없다. 2) 임계 전단 응력의 온도 및 변형속도 의존성이 3가지 온도영역 중에서 가장 크고, 또 온도의존성은 순수 TiC보다 크다. 3) 분해전단 응력은 Mo농도가 증가할수록 직선적으로 상승한다. 4) 변형 활성화 에너지는 Mo농도에 비례하여 증가하는 경향을 나타내며, 또 그 의존성은 작으며 순수 TiC에 비하여 크다. 이상과 같이 TiC-Mo 고용체 단결정의 고온변형 특성은 순수 TiC의 그것과는 상당히 차이가 있음을 알 수 있다. 이전의 연구에서 저자는 순수 TiC의 고온변형은 TiC 중의 탄소화산 효과에 크게 영향을 받는다는 사실을 보고한바 있다.<sup>10)</sup> 그러나 TiC-Mo 고용체 단결정에서 탄소화산에 관련하여 연구된 내용은 지금까지 거의 알려진 바 없다. 여기서 만약 Mo첨가에 의하여 공유결합이 강화되어 탄소화산의 활성화 에너지가 증가하였다고 하면, 본 연구에서 얻어진 결과들이 설명 가능 한지에 대하여 검토하여 보기로 한다. 이 가정은 Mo첨가에 의한 변형 활성화 에너지 증가와 전위이동 속도 감소에 따른 가공연화 현상이 보다 명확하게 나타나는 사실을 설명할 수 있게 해 줄 것이다. 그러나 온도가 떨어져 탄소화산이 늦어지면 순수 TiC에서 나타난 저온영역과 같이 변형의 율속기구는 달라질 것으로 생각되므로 이 가정에서는 2개 온도영역의 존재를 기대할 수 없다. 또 이 가정에서는 Kurisita<sup>3)</sup>가 보고한 바와 같이, 변형 후에 관찰된 슬립형태가 Mo첨가에 의하여 급격하게 변화하는 것 역시 설명할 수가 없다. 따라서 탄소화산 율속이 아닌 다른 별도의 기구를 생각할 필요가 있다. 온도가 상승하여 전위 주위에 용질원자 분위기가 형성됨과 동시에 용질원자가 전위를 추월 가능한 속도로 확산이 일어날 경우, 전위는 용질분위기를 dragging하여 저항이 발생한다. 예를 들면 고용체 경화가 큰 Al-Mg 합금의 고온변형은 이 용질 분위기 저항기구에 의하여 설명되고 있다.<sup>12-14)</sup> 본 연구에서 제조된 TiC-Mo 고용체의 고온영역 변형거동도 이 합금의 기구와 유사하다.

Cottrell에 의하면 전위와 용질원자의 상호작용이 크기 효과에 의하여 일어날 경우 dragging 저항력( $\tau_d$ )은 전위 평균속도( $v$ )에 비례하며,  $\tau_d = 34G^2\varepsilon_b^2R^6NC_0v/DkT$ 의 식으로 얻어진다.<sup>15)</sup> 여기서  $b$ 는 버거스 벡터의 크기,  $\varepsilon_b$ 는 크기부적합 인자로 Eshelby<sup>16)</sup>는 전자상태 변화에 따

른 격자상수 변화를 무시할 수 있는 경우에는  $\varepsilon_b = (1/b)(db/dC)\{(1+v)/3(1-v)\}$  ( $v$ 는 프와손비)로 주어짐을 밝혔다. 또  $R$ 은 용매원자 반경,  $N$ 은 전원자의 수밀도,  $C_0$ 는 용질원자 농도,  $D$ 는 용질원자 상호확산 계수,  $k$ 는 볼츠만 상수이다. 여기서  $v$ 는  $\gamma = \rho_m bv$ 로 표시되는 소위 오로완식<sup>17)</sup>에 의하여 결정의 전단 소성변형 속도( $\gamma$ )와 관계가 성립한다. 이때  $\rho_m$ 은 운동 전위밀도이다. 즉 Cottrell이 제시한  $\tau_d$ 와 오르완식<sup>17)</sup>으로부터  $\tau_d = (34G^2\varepsilon_b^2R^6NC_0/DkT)(\gamma/\rho_m)$ 가 된다. 한편, 본 연구에서 측정되는 변형응력( $\tau$ )속에는  $\tau_d$ 외에 전위 사이 상호작용에 따른 내부응력( $\tau_1$ )이 포함되어, 즉  $\tau = \tau_d + \tau_1$ 의 관계가 성립한다.  $\tau_1$ 은 전체 전위 밀도를  $\rho_t$ 라고 하면,  $\tau_1 = \alpha Gb\rho_t^{1/2}$  ( $\alpha$ 는 전위 배열의존 상수), 또  $\rho_m$ 이  $\rho_t$ 와 같던지,  $\rho_t$ 에 비례하는 경우  $\tau_1 = \alpha' Gb\rho_m^{1/2}$ 로 나타내어진다. 따라서  $\tau = \tau_d + \tau_1$ 을 다시 정리하면

$$\tau = (34G^2\varepsilon_b^2R^6NC_0/DkT)(\gamma/\rho_m) + \alpha' Gb\rho_m^{1/2} \quad (1)$$

이 된다. (1)식으로부터  $T$  및  $\gamma$  일정하의 시험에서  $\rho_m$ 의  $C_0$ 의존성이 무시 가능할 정도로 작은 경우  $\tau$ 와  $C_0$ 의 사이에는 직선관계가 성립함을 알 수 있다. 본 연구에서도 1770K 이상에서  $\tau_{0.2}$ 와 Mo농도의 사이에 직선관계(Fig. 8)가 성립하였다는 것은 이 용질분위기 저항기구에 따름과 동시에  $\rho_m$ 의  $C_0$ 의존성이 무시할 수 있을 정도로 작다는 것을 시사하고 있다. 또  $\tau_d = (34G^2\varepsilon_b^2R^6NC_0/DkT)(\gamma/\rho_m)$ 의 식은 용질분위기 저항기구의 변형 활성화 에너지가 용질원자의 상호확산 활성화 에너지에 대응하는 것을 나타내고 있다. 그러나 본 연구에서 취급하고 있는 TiC-Mo 고용체 단결정을 대상으로 Mo 확산에 관한 연구는 아직 보고된 바 없다. 여기서 Mo와 같은 VIa족이며 원자반경도 거의 같은 W의 TiC 중에서의 불순물 확산계수 및 TiC-WC 고용체의 자기확산계수 측정 결과<sup>18)</sup>에 의하면, 확산 활성화 에너지는 450~930 kJ/mol 범위로, 본 연구에서 얻어진 변형 활성화 에너지 570~610 kJ/mol은 이 범위 내에 존재한다.

고온영역 응력-변형을 곡선에서는 항복 후 거의 변형응력의 변화가 관찰되지 않았다. 따라서 고온영역에서는 변형에 의한 전위조직 변화를 상쇄하는 속도로 회복이 일어나고 있는 것으로 생각된다. 이러한 회복 효과는 온도가 높을수록 증가하며, 온도가 일정할 경우에는 변형속도가 작을수록 크다. 즉  $\tau_{0.2}$ 를 구한 0.2% 소성변형에서도  $\tau_1$ 은 실제로 온도나 변형속도에 의존하며, 변형속도가 클수록 증가할 것으로 생각된다. 따라서 Fig. 9에 나타난 것과 같이  $\tau_d (= \tau_{0.2} - \tau_1)$ 의  $\gamma$ 의존성은 변형속도가 클수록 더욱더 작아질 것이다(변형속도가 클수록 기구기가 작아짐).

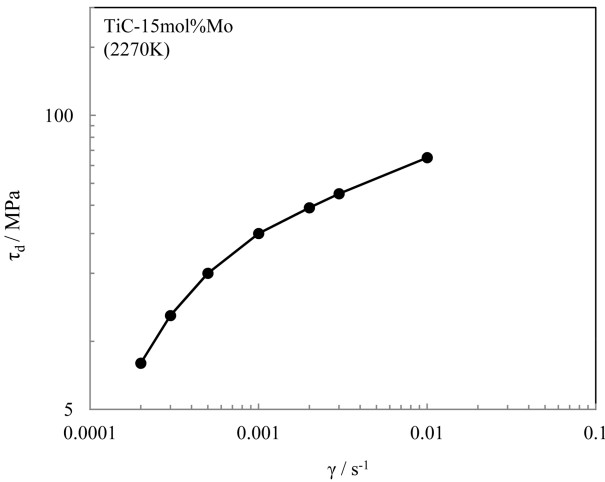


Fig. 9. Schematic representation of  $\log \tau_d$  vs  $\log \gamma$ .

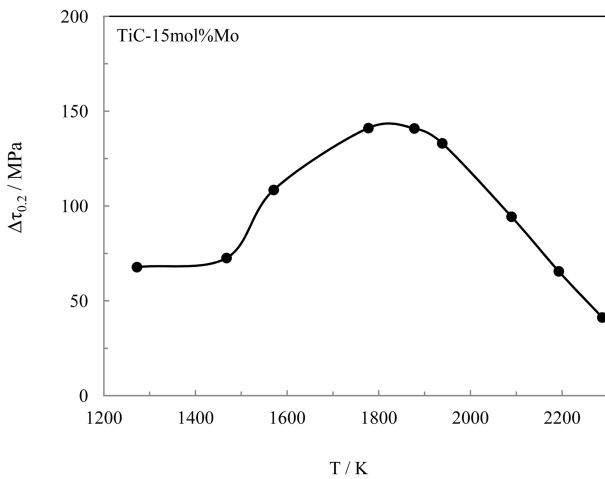


Fig. 10. Temperature dependence of  $\Delta\tau_{0.2}$ , obtain by subtracting  $\tau_{0.2}$  for pure TiC from  $\tau_{0.2}$  for TiC-15 mol% Mo solid solution single crystal.

한편,  $\tau_d = 34G^2 \epsilon_b^2 R^6 N C_0 v / DkT$ 의 식은 전위와 용질원자와의 상호작용이 용매원자와 용매원자의 원자반경의 차이, 즉 크기부적합 인자( $\epsilon_b$ )에 기인하는 경우에 적용된다. 본 연구에서 제조한 TiC-Mo 고용체 단결정에서는  $\epsilon_b = (1/b)(db/dC)(1+\nu)/3(1-\nu)$ 에  $(1/b)(db/dC) = 7.2 \times 10^{-3}$ ,  $\nu = 0.193$ 을 대입하면,<sup>19)</sup>  $\epsilon_b = 3.49 \times 10^{-3}$ 이 된다. 이 값은 Al-Mg 합금보다 10배 이상 작다. 이러한 사실은 TiC-Mo 고용체 단결정에서 전위와 용질 Mo원자와의 상호작용이 Al-Mg 합금에서 일어나는 크기효과에 의한 것이 아니라는 것을 의미한다.

다음으로 중온영역에서 얻어진 결과를 정리하면, 1) 변형초기 큰 가공경화를 나타내나 가공연화 현상은 관찰되지 않는다, 2) 임계전단응력은 온도 및 변형속도의존성이 매우 작으며 Mo농도에 따라 직선적으로 증가한다. Fig. 10에는 고용체 단결정의 강도에서 순수 TiC의

강도값을 뺀 고용체 경화량( $\Delta\tau_{0.2}$ )을 추정하여 나타내었다. 중온영역에서 명확한 positive(+) 온도의존성이 관찰됨을 알 수 있다.

저온영역은, 1) 가공연화 현상이 나타나며 그 강하 정도는 변형속도가 증가할수록 증대한다, 2) 연화 후의 가공 경화율이 크다, 3) 임계 전단응력의 온도 및 변형속도 의존성이 비교적 크다, 4) Mo농도가 낮으면 고용연화 높으면 고용경화가 생긴다 등으로 변형 특성이 정리되어진다. 이러한 특징 중에서 Mo농도가 낮으면 고용연화, 그 반대일 경우에는 고용경화가 생기는 것 외에는 모두 순수 TiC에서 관찰된 특징과 거의 같다. 순수 TiC에서 저온영역 변형 특성은 공유결합 재료의 특성인 바이엘스 기구로 설명된다.<sup>3,10)</sup> 따라서 본 연구에서 제조한 TiC-Mo 고용체 단결정의 저온영역 변형기구도 순수 TiC와 같은 바이엘스 기구에 의한 것으로 생각된다. 또 Mo농도가 낮으면 고용연화, Mo농도가 높으면 고용경화가 일어나는 것은 바이엘스 응력이 큰 bcc금속의 저온변형에서 널리 알려진 사실로 바이엘스 기구를 지지하는 유력한 증거로 보인다.<sup>19-21)</sup>

## 5. 결 론

TiC-Mo고용체 단결정의 고온변형 특징을 파악할 목적으로 고주파 부유대역법을 이용하여 Mo농도를 달리한 단결정을 육성하여 1250~2270K,  $5.1 \times 10^{-5} \sim 5.9 \times 10^{-3}$ /s 조건하에서 압축시험을 수행하여 다음과 같은 결과를 얻었다. 이 고용체 단결정의 변형 거동은 온도영역에 따라서 3가지, 즉 고온영역, 중온영역, 저온영역으로 나뉘어진다. 고온영역에서는 가공연화 현상이 나타나며, 연화 후의 가공 경화율이 매우 작았다. 또 임계 전단응력은 Mo농도 증가에 따라 직선적으로 증가하며, 변형은 용질분위기 dragging저항 기구에 의하여 율속되었다. 중온영역에서는 가공경화 현상은 관찰되지 않았으며 변형초기부터 큰 가공 경화율을 나타내었다. 또 임계 전단응력의 온도 및 변형속도 의존성은 매우 작았다. 이것은 바이엘스 응력의 기여가 크기 때문으로 생각되었다. 저온영역에서는 가공연화 현상을 나타내며 연화 후의 가공 경화율도 크다. 임계 전단응력의 온도 및 변형속도의존성이 비교적 높으며 Mo농도가 낮으면 고용체 연화, 그 반대의 경우에는 고용체 경화가 발생하였다.

## 감사의 글

This research was financially supported by the Ministry of Trade, Industry and Energy(MOTIE) and Korea Institute for Advancement of Technology(KIAT) through

the Promoting Regional specialized Industry.

## References

1. H. Suzuki and K. Hayashi, *Cemented Carbide and Sintered Hard Materials (Basic and Application)* (ed. H. Suzuki), p.75, Maruzen Co, Tokyo, (1986).
2. K. Hara, H. Yoshinaga and S. Morozumi, *J. Japan Inst. Metals*, **42**, 1039 (1978).
3. H. Kurishita, K. Nakajima and H. Yoshinaga, *Master. Sci. Eng.*, **54**, 177 (1982).
4. G. Das, K. S. Mazdhyasni and H. A. Lipsitt, *J. Am. Ceram. Soc.*, **65**, 104 (1982).
5. D. B. Miracle and H. A. Lipsitt, *J. Am. Ceram. Soc.*, **66**, 592 (1983).
6. H. Kurishita and H. Yoshinaga, *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures* (ed. B. Wilshire and D. R. Owen), p.503, Pineridge Press, (1984).
7. W. S. Williams and R. D. Schaal, *J. Appl. Phys.*, **33**, 955 (1962).
8. J. B. Venables, *Phil. Mag.*, **16**, 873 (1967).
9. G. E. Hollox, *Master. Sci. Eng.*, **3**, 121 (1969).
10. S. G. Shin, *Korean J. Met. Mater. Int.*, **48**, 825 (2010).
11. S. G. Shin, *Kor. J. Mater. Res.*, **23**(10), 568 (2013).
12. C. H. Pai, *Korean J. Met. Mater.*, **50**, 839 (2012).
13. R. Horiuchi and H. Yoshinaga, *Trans. JIM*, **6**, 131 (1965).
14. H. Oikawa, N. Matsuno and S. Karashima, *Metal Sci.*, **9**, 209 (1975).
15. A. H. Cottrell and M. A. Jaswon, *Proc. Roy. Soc.*, **A199**, 104 (1949).
16. J. D. Eshelby, *J. Appl. Phys.*, **25**, 255 (1954).
17. T. Ohji, *Frontiers of Next-Generation Structural Materials- Impact on Society and Industry-* (ed. N. Shinya), p. 161-168, cmcbooks, Tokyo, (2008).
18. R. Horiuchi and M. Ohtsuka, *Trans. JIM*, **13**, 284 (1972).
19. M. L. Baskin, V. I. Tret'yakov and I. N. Chaporova, *Fiz. Metal Metalloved.*, **14**, 159 (1967).
20. S. G. Shin, *Kor. J. Mater. Res.*, **23**(7), 373 (2013).
21. S. G. Shin, *Kor. J. Mater. Res.*, **24**(1), 13 (2014).