

AZ31 마그네슘 합금의 고온 크리프 특성

정진성 · 김호경[†]

서울산업대학교 자동차공학과
(2009. 8. 20. 접수 / 2009. 11. 24. 채택)

Creep Properties of AZ31 Magnesium Alloy at Elevated Temperature

Chin-Sung Chung · Ho-Kyung Kim[†]

Department of Automotive Engineering, Seoul National University of Technology
(Received August 20, 2009 / Accepted November 24, 2009)

Abstract : The creep deformation behavior of AZ31 magnesium alloy was examined in the temperature range from 573 to 673K (0.62 to 0.73 Tm) under various constant stresses covering low strain rate range from 4×10^{-9} s⁻¹ to 2×10^{-2} s⁻¹. At low stress level, the stress exponent for the steady-state creep rate was ~ 3 and the present results were in good agreement with the prediction of Takeuchi and Argon model. At high stress level, the stress exponent was ~ 5 and the present results were in good agreement with the prediction of Weertman model. The transition of deformation mechanism from solute drag creep to dislocation climb creep could be explained in terms of solute-atmosphere-breakaway concept.

Key Words : magnesium alloy, creep deformation, stress exponent, activation energy, dislocation climb, dislocation glide

1. 서론

마그네슘 합금은 우수한 비강도, 비강성과 같은 특성으로 특히 자동차 분야에서 많은 적용이 기대되는 합금이다^{1,2)}. 기존에 알루미늄이나 철강과 같은 재료로 사용되는 자동차 동력전달 장치에서 마그네슘 합금의 적용을 위해서는 충분한 크리프 강도가 필수적이다. 자동차의 자동변속기의 케이스나 엔진 블록은 473K까지 사용이 되나 이들 합금은 400K 이상에서는 크리프 강도가 저하된다. 따라서 동력전달부품에 사용하는 데는 어려움이 있다. 이들 부품에서의 충분하지 못한 크리프 강도는 볼트 연결부에서 초기의 조임에 의한 압축하중을 시간의 경과로 낮은 크리프 변형률 속도에서 변형이 발생함으로써 결국 이완시켜 최종적으로는 부품의 누설을 야기할 수 있다.

순수 마그네슘과 합금에 관한 크리프 변형은 주로 높은 변형률 속도에서 이루어졌다. 예로 Vagarali and Langdon^{3,4)}은 473~820K 온도구간에서 순수 마그네슘과 Mg-0.8% Al 합금의 크리프 거동에 관하

여 연구하였다. 연구 결과에 의하면 크리프는 전위 상승이 주도하며 활성화 에너지는 135kJ/mole로 자기확산에 관한 활성화 에너지와 유사함을 발표하였다. 김 등은 미세 조직을 가진 AZ61(Mg-6Al-1Zn) 및 AZ31(Mg-3Al-1Zn) 합금에 관하여 573~693K 온도구간의 높은 변형률 속도 구간에서 연구를 수행하였다⁵⁾. 낮은 변형률 속도 구간에서는 결정립계 자기 확산이 소성 흐름을 주도하며 높은 변형률 속도 구간에서는 자기 확산이 주도하는 전위 상승 크리프나 pipe 확산이 주도하는 전위 상승이 소성 흐름을 주도한다고 발표하였다. Spigarelli 등은⁶⁾ 393~453K 구간에서 AZ91 합금에 관하여 연구하였으며 통상적인 hyperbolic sin 공식을 적용하여 변형률 속도를 제안하였다.

비록 현재 가장 일반적으로 상용화가 된 AZ31 마그네슘의 크리프 특성에 관한 많은 연구가 진행되었으나 고온에서의 낮은 변형률 속도를 포함한 광범위한 변형률 속도에서 수행한 연구는 매우 드물다. 따라서 본 연구에서는 573~673K(용융온도의 0.62~0.73)에서 변형률 속도 $4 \times 10^{-9} \sim 2 \times 10^{-2}$ s⁻¹까지의 크리프 변형 거동을 연구하고자 한다.

[†] To whom correspondence should be addressed.
kimhk@snut.ac.kr

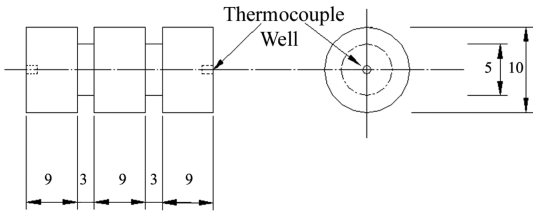


Fig. 1. Schematic of double-shear creep specimen geometry.

2. 시험방법

모든 크리프 시험은 직경 25mm로 압출한 AZ31 합금 봉에서 이중전단 시험편을 채취하여 가공하였다. 화학성분은 무게 분율로 Mg-2.4Al-0.89Zn-0.39Mn과 같다. 시험편의 형상과 치수는 Fig. 1과 같다.

Fig. 1에서 양단은 고정하고 중간부위에 인장 하중을 가할 경우 가느다란 게이지 부위는 전단응력이 작용하게 되며 수직으로 변형된 양을 통하여 전단 변형을 측정이 가능하다. 자세한 시험방법은 참고문헌⁷⁾과 같다. 크리프 시험에 앞서 모든 시험편은 693K에서 2시간 어닐링하였다. 열처리후의 결정립 크기는 48 μ m로 확인되었다. 크리프 시험은 K타입 열전대를 사용하여 시험편에 접촉하여 시험온도 오차 1도 이내에서 수행하였다. 크리프 변형을 측정 은 정밀도 1.7 $\times 10^{-3}$ mm의 LVDT(linear variable differential transformer)를 사용하여 측정하였다. LVDT에서 나온 신호는 스트립차트를 통하여 기록하였다. 전단응력 τ 와 전단 변형률 γ 는 다음과 같이 진응력 σ 및 진변형률 ϵ 로 환산하였다 $\sigma = 2\tau$, $\epsilon = 2/3\gamma$ ⁷⁾.

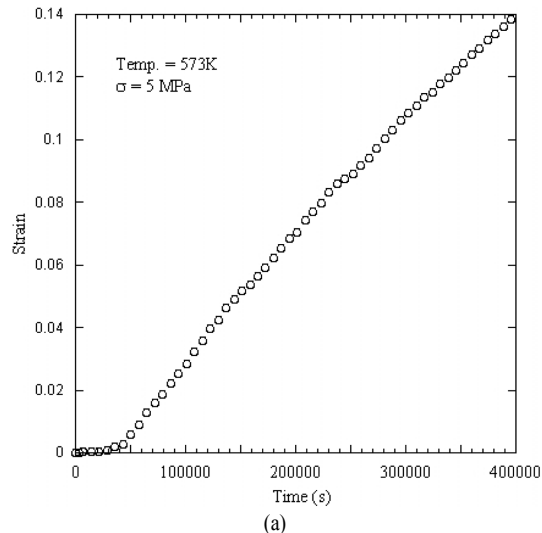
3. 시험결과 및 고찰

3.1. 크리프 선도

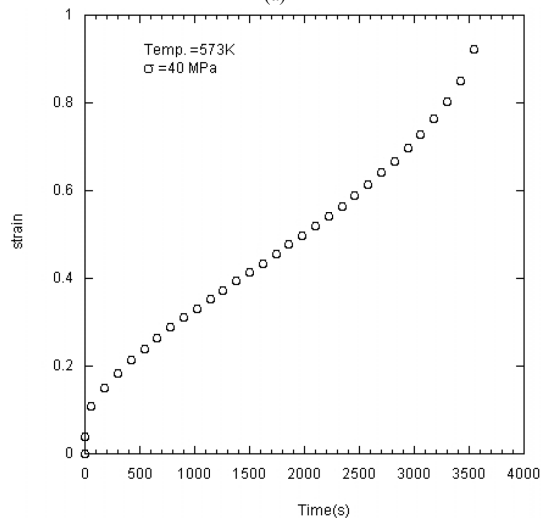
다양한 응력 상태에서 크리프 실험을 수행하였으며 크리프 선도의 형태는 크게 2종류로 분류되었다. 예로 낮은 응력에서는 Fig. 2(a)에서와 같이 전형적인 class I(alloy type)이다⁸⁾. 하중이 작용한 후에 매우 짧은 순간적인 1차 단계(primary stage)를 거쳐 정상상태 크리프 속도에 도달하는 것이며 높은 응력에서는 Fig. 2(b)와 같이 전형적인 class II(metal type)으로 일반적인 1차 크리프 단계를 거쳐 시간에 지나면서 크리프 속도가 점차적으로 감소하여 정상상태에 도달하는 거동이다.

3.2. 크리프 변형률 응력지수

다양한 온도와 응력에서 크리프 시험 결과를 정



(a)



(b)

Fig. 2. Creep strain against time curves under (a) 5 MPa, and (b) 40 MPa at 573K.

상상태 크리프 변형률과 진응력으로 Fig. 3에 나타내었다. 응력지수 n 은 온도에 무관하게 응력의 크기에 따라 변화하는 것을 알 수 있다. 김 등과 Watanabe 등의 AZ31합금에 관한 인장 크리프 실험결과를 비교분석하기 위하여 본 그래프에 추가하였다. 동일한 실험온도에서 수행한 김 등⁵⁾과 Watanabe 등⁹⁾의 실험결과는 비록 인장 크리프 실험결과이나 Fig. 3에서 보듯이 본 연구에서 수행한 전단 크리프 변형률 실험결과와 연속적으로 동일 선상에서 일치하거나 상관됨을 알 수 있다.

본 그래프에서 응력 지수는 2.0, 3.0, 5.0으로 응력이 증가하면서 변함을 알 수 있다. 이와 같은 응

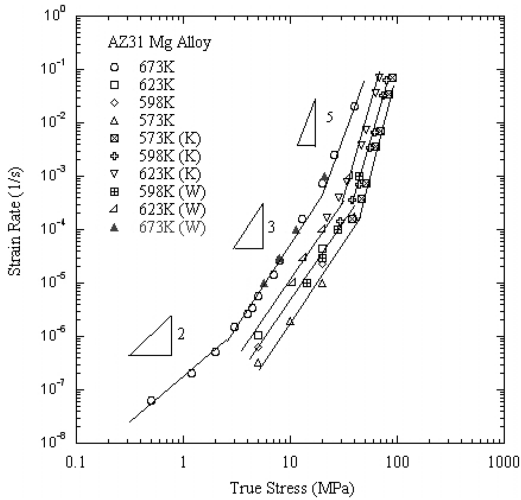


Fig. 3. Steady-state strain rate against stress for specimens tested from 573 to 673K(K and W represent for the tensile creep data by Kim et al.⁹⁾ and Watanabe et al.,⁹⁾ respectively).

력지수의 변화는 크리프 변형 거동이 변화함을 의미한다. 즉 $n=2$ 일 경우 결정립계 미끄럼(grain boundary sliding)이 크리프 변형을 주도하며, $n=3$ 일 경우는 전위 미끄럼(glide of dislocations)이 주도하며 $n=5$ 인 경우는 전위 상승(dislocation climb)이 변형을 주도함을 암시한다. 이와 비슷한 변형 거동을 동일한 AZ31 합금에서 발표되었다. 즉 온도 573~648K에서 중간 응력에서는 $n=3$ 이며 높은 응력에서는 $n=5$ 임을 발표하였다⁹⁾. 한편 Mg-3% Al 합금에 대해서는¹¹⁾, 응력지수는 낮은 응력에서는 4, 높은 응력에서는 7로 발표하였다⁴⁾. 응력지수 5는 동일한 AZ31 합금의 523~723K에서의 결과¹⁰⁾와 일치한다.

3.3. 크리프 활성화 에너지

고온에서의 크리프 변형 거동을 표현하는 식으로 다음과 같은 멱급수 크리프(power-law creep)를 사용한다.

$$\dot{\epsilon} = AD_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \left(\frac{Gb}{kT}\right) \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \quad (1)$$

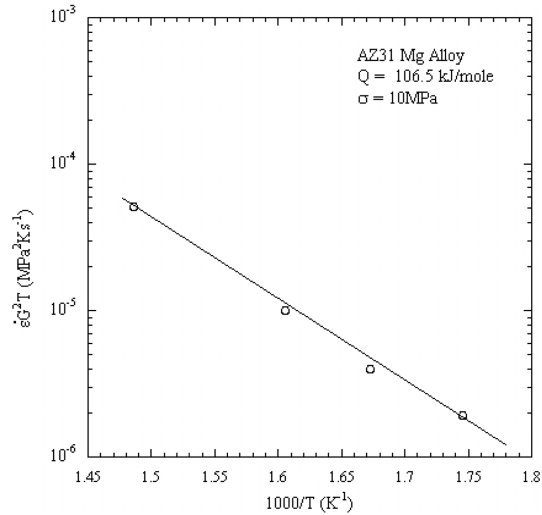
여기서 $\dot{\epsilon}$ 는 정상상태 크리프 변형률 속도, n 은 응력지수, A 는 재료상수, D_0 는 확산계수 상수, G 는 전단계수, Q 는 활성화 에너지, R 은 가스 상수, T 는 절대온도이다.

크리프에 관한 활성화 에너지를 결정하기 위하여 Fig. 3의 데이터를 이용하여 응력지수 $n=3$ 이고

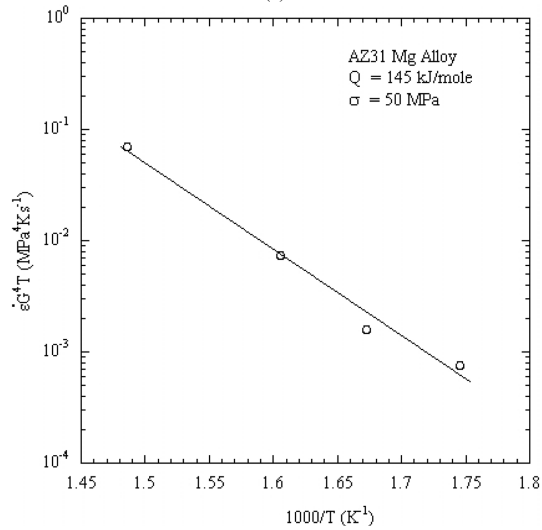
$\sigma = 10\text{MPa}$ 과 응력지수 $n=5$ 이고 $\sigma = 50\text{MPa}$ 에서 로그로 환산된 $\dot{\epsilon} G^{n-1} T$ 와 $1000/T$ 로 도시하였다. 이때 직선의 기울기를 이용하여 다음과 같은 식으로 활성화 에너지 Q 를 결정한다.

$$Q = -2.3R \frac{d \log \dot{\epsilon}}{d\left(\frac{1}{T}\right)} \quad (2)$$

활성화 에너지 Q 를 결정하기 위하여 온도의 변화에 따른 전단계수 G 는 다음과 같은 순수 마그네슘



(a)



(b)

Fig. 4. Determination of the true activation energy for creep in AZ31 (a) at low stress, and (b) at high stress by plotting $\dot{\epsilon} G^{n-1} T$ against $1/T$.

의 물성치를 사용하였다($G = 1.92 \times 10^4 - 8.6T$ (MPa))¹²⁾. Fig. 4(a)에서와 같이 중간 응력에서는 106.5kJ/mole로 계산되었다. 이 값은 Mg에서의 Al의 확산에 관한 활성화 에너지의 크기 143kJ/mole¹³⁾보다는 약간 낮은 값이다. $n=3$ 인 경우는 전위의 점성적 활주(viscous glide)가 주도하는 경우로 Mg에서의 Al의 확산에 관한 활성화 에너지의 크기와 관계가 있다. 높은 응력상태에서는 Fig. 4(b)와 같이 활성화 에너지 $Q = 145$ kJ/mole로 $n=5$ 인 관계로 이 값은 전위 상승(dislocation climb)과 관련 있는 값으로 Mg에서의 자기확산 활성화 에너지 크기 135kJ/mole¹⁴⁾과 유관하다.

3.4. 크리프 변형 기구

573~673K까지의 온도구간에서의 크리프 실험결과 크리프 거동은 $n=2, 3, 5$ 인 거동이 확인되었다.

3.4.1. $n = 2$ 구간의 변형기구

응력지수 $n=2$ 인 크리프 거동은 초소성 변형에 관한 모델과 일치한다. 이 모델에서는 변형률은 결정립내의 전위의 이동에 의하여 조정된(accommodated) 결정립 미끄럼으로 인하여 축적된다. 이때 전위는 결정립을 따라 이동하며 삼중점(triple junction)에서 쌓이게(pile-up) 되는데 이때 발생한 응력 집중은 근처에 있는 결정립에서의 슬립으로 이완된다. 이들 전위는 결정립내의 전위가 입계에 쌓이다가 결정립계를 따라 상승하게 된다. 따라서 상승률이 크리프를 주도하며 정상상태 크리프 변형률 속도는 다음과 같이 표현된다¹⁵⁾.

$$\dot{\epsilon} = \frac{AD_{gb}Gb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^2 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 \quad (3)$$

여기서 D_{gb} 는 결정립계 미끄럼 확산계수($=7.8 \times 10^{-3} \exp(-92000/RT)$)¹²⁾, A 는 통상적으로 10에 해당하는 무차원 재료상수¹⁵⁾이다.

$n=2$ 인 지점에서 실험결과는 Fig. 5에서와 같이 식 (3)을 이용한 예측 값과 3배 정도 오차 범위내에서 잘 일치함을 알 수 있다. 이와 같은 결과를 토대로 673K에서의 매우 낮은 응력범위에서는 크리프 변형은 전위상승이 주도하며 이때 확산 과정은 결정립 확산이 주도함을 알 수 있다.

3.4.2. $n = 3$ 구간의 변형기구

$n=3$ 인 구간에서는 AZ31 합금의 크리프 변형이

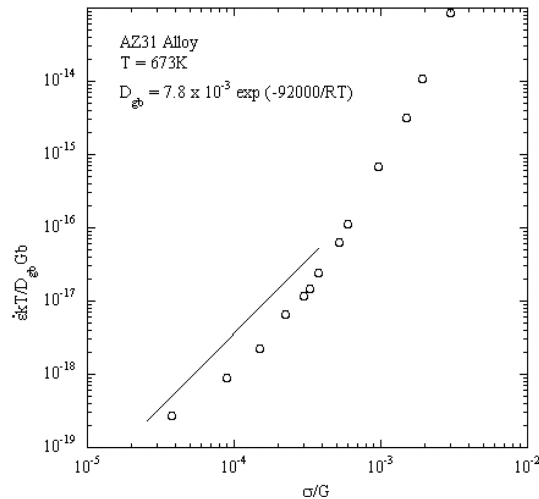


Fig. 5. Normalized strain rate strain rate against normalized stress for temperature 673K in region with $n \sim 2$.

전위의 점성적 활주에 의하여 주도되었음을 암시한다. 여러 다른 전위의 점성적 활주가 주도하는 변형 기구에 관한 모델 연구¹⁶⁻¹⁸⁾가 발표되었다. 그 중에 불순물이 존재하는 관계로 야기되는 전위의 활주를 억제하는 주요 힘을 Weertman¹⁶⁾이 제안하였다. 이 모델에서는 전위의 이동은 점성적 활주와 상승이 순차적으로 발생하여 이때 두 종류의 운동 중에 좀 더 낮은 운동이 크리프 변형을 주도한다고 제안하였다. 고용체 합금의 경우 점성적 활주가 상승보다 낮다면 정상상태 크리프 변형률 속도 $\dot{\epsilon}$ 는 다음과 같다.

$$\dot{\epsilon} = \frac{0.35}{e^2 c} \left(\frac{kT}{Gb^3}\right)^2 \left(\frac{\bar{D}Gb}{kT}\right) \left(\frac{\sigma}{G}\right)^3 \quad (4)$$

여기서 e 는 용질과 용매원자의 크기 인자, c 는 용질의 농도, k 는 볼츠만 상수($=1.38 \times 10^{-23}$ J/K), b 는 버거스 벡터, \bar{D} 는 용질 원자의 용매에서의 확산계수이다.

한편 Takeuchi와 Argon¹⁷⁾은 Cottrell-Jaswan의 용매와 용질의 상호 작용력을 바탕으로 전위의 증식과 소멸을 고려하여 전위의 점성적 활주에 의한 크리프 변형률 속도 $\dot{\epsilon}$ 를 다음과 같이 제안하였다.

$$\dot{\epsilon} = \frac{0.125}{e^2 c} \left(\frac{kT}{Gb^3}\right)^2 \left(\frac{\bar{D}Gb}{kT}\right) \left(\frac{\sigma}{G}\right)^3 \quad (5)$$

Fridel¹⁸⁾은 용질 원자의 확산이 전위의 선상의 장

력에 의하여 부가된다는 가정하에 다음과 같은 크리프 변형률 속도 $\dot{\epsilon}$ 를 제안하였다.

$$\dot{\epsilon} = 0.18 \left(\frac{\bar{D}Gb}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{G} \right)^3 \quad (6)$$

위 3개의 전위 점성적 활주 모델에 의한 크리프 변형률 속도와 본 실험 데이터와의 비교를 위하여 Fig. 4에서의 데이터를 바탕으로 표준화한 변형률 속도($\bar{D} kT/Gb$)와 표준화한 응력(σ/G) 형태로 도시하였다. 이때 $e = -0.1373^{19}$, $b = 3.21 \times 10^{-10} m$, $G = 1.92 \times 10^4 - 8.6T(MPa)^{12}$, $\bar{D} = 1.2 \times 10^{-3} \exp(-143,000/RT) m^2 s^{-1}$ ¹³을 적용하였다. AZ31합금 시스템의 주 합금 원이 아닌 아연과 망간의 고용체 효과는 해석의 간편성을 위하여 무시하였다. 따라서 용질인 알루미늄은 $c = 0.022$ 로 결정하였다. 모든 실험 데이터가 낮은 응력구간에서는 기울기 3으로 잘 일치함을 알 수 있으며 $\sigma/G > 4 \times 10^{-3}$ 에서 기울기가 증가함을 알 수 있다. Fig. 6에서는 또한 Weertman¹⁶, Takeuchi와 Argon¹⁷, Fridel¹⁸이 제안한 식 (4)~(6)으로 예측한 선도를 추가하였다. $n = 3$ 인 구간에서는 Takeuchi와 Argon¹⁷이 제안한 식이 적절히 예측함을 알 수 있다. 이는 전위의 점성적 활주가 낮은 응력 상태에서는 용질 원자와 상호작용으로 점성상태로 이동함을 의미한다.

3.4.3. $n = 5$ 구간의 변형기구

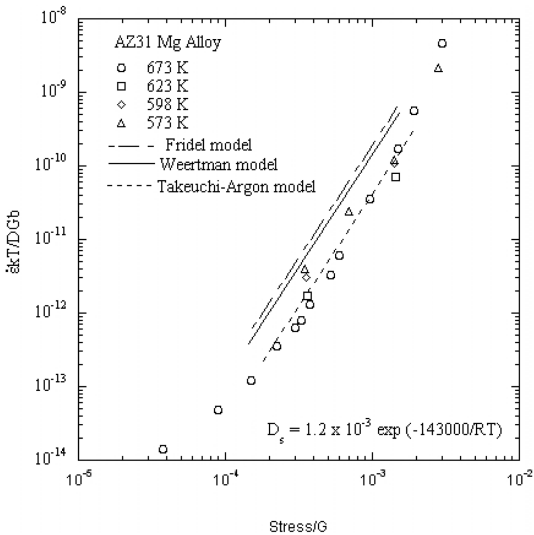


Fig. 6. Solute-diffusion-compensated strain rate against normalized stress for temperature from 573 to 673K.

높은 응력 상태에서는 $n = 3$ 에서 급격히 기울기가 변화하여 기울기가 5로 변화하며 활성화 에너지는 123.9kJ/mole에 해당한다. 이와 같은 활성화 에너지 값은 거의 마그네슘의 자기확산계수에 근접하는 값으로 이 구간에서의 크리프 변형 기구를 파악하기 위하여 Fig. 7에 자기확산계수로 표준화한 변형률 속도를 도시하였다. $n = 5$ 인 구간에서는 데이터들이 동일선상으로 서로 잘 일치함을 알 수 있다.

Weertman²⁰은 평행면에 존재하는 전위발생원에서 생성된 전위들이 상호 엉키고 서로를 향하여 상승한다는 가정을 바탕으로 다음과 같은 전위상승에 관한 크리프 변형률 속도 $\dot{\epsilon}$ 를 제안하였다.

$$\dot{\epsilon} = \alpha \left(\frac{D_L}{b^{3.5} M^{0.5}} \right) \left(\frac{G\Omega}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{G} \right)^{4.5} \quad (7)$$

여기서 α 는 $0.015 < \alpha < 0.33$ 의 범위를 갖는 재료상수이며, D_L 은 자기확산계수, Ω 는 원자부피, M 은 단위부피당 전위 발생원의 수이다. 식 (7)을 계산하기 위하여 $\alpha = 0.015$, $M = 2.8 \times 10^{17}/m^2$, $b = 3.21 \times 10^{-10} m$, $\Omega = 2.3 \times 10^{-29} m^3$ 를 적용하여 Fig. 7에 도시하였다. Fig. 7에서는 $2 \times 10^{-3} < \sigma/G < 8 \times 10^{-3}$ 구간에서 Weertman모델이 크리프 변형률 속도 $\dot{\epsilon}$ 를 적절히 예측함을 알 수 있다. 이는 이 구간에서 크리프 변형이 전위의 상승에 의하여 주도됨을 입증한다.

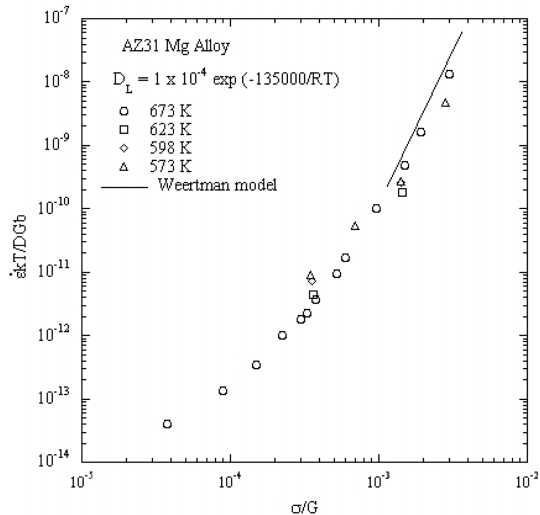


Fig. 7. Lattice-diffusion-compensated strain rate against normalized stress for temperature from 573K to 673K.

3.5. 크리프 변형 거동의 천이

$n=3$ 인 전위의 점성적 활주가 주도하는 구간에서 응력이 증가하면서 크리프 변형거동이 변화하는 현상을 분석하기 위하여 여러 고용체 합금에 대한 연구가 수행되었다. 예로 Vagarali와 Langdon⁴⁾은 Al-Mg합금의 크리프 거동에서 응력이 증가하면서 응력지수가 3.5에서 5로 증가하는 것이 전위가 그들의 용질 분위기로부터 분리되어 나오는 현상에 기인한다고 발표하였다. 이와 같은 분석은 Fridel이 제안한 전위의 용질 원자로부터의 분리되는 응력으로 정확히 예측하였다. Fridel의 모델¹⁸⁾에 의하면 그 응력의 크기는 다음과 같다.

$$\tau_b = A_b \left(\frac{W_m^2 c}{kTb^3} \right) \quad (8)$$

여기서 τ_b 는 용질 원자 분위기로부터 전위가 분리되는데 필요한 전단응력이며, A_b 는 무차원의 재료상수, W_m 은 용질 원자 한 개와 켤레 전위 사이의 최대 상호작용힘, c 는 용질원자의 농도이다. 한편 W_m 의 값은 다음과 같이 정의된다¹⁸⁾.

$$W_m = -\frac{1}{2\pi} \left(\frac{1+\nu}{1-\nu} \right) G|\Delta V_a| \quad (9)$$

여기서 ΔV_a 는 용질 원자와 용매 원자간의 부피차이, ν 는 포와송비, A_b 는 모델에 따라 0.2에서 1에 해당하는 값이다^{21,22)}.

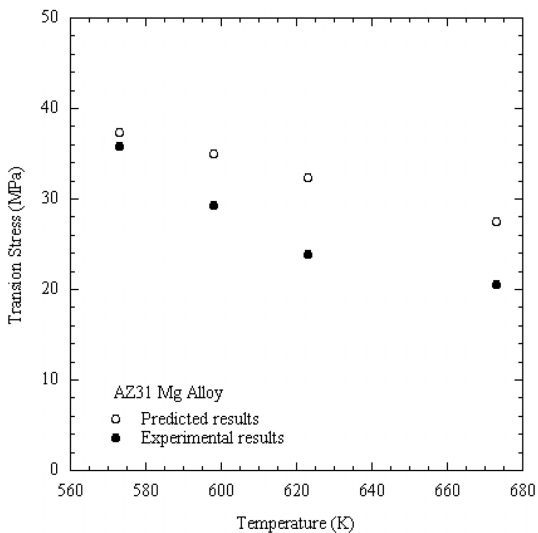


Fig. 8. The variation of transition stress as a function of temperature.

마그네슘에서의 알루미늄은 $\Delta V_a = 8.2 \times 10^{-30} \text{m}^3$ ¹⁹⁾이며 $b = 3.21 \times 10^{-10} \text{m}$, $\nu = 0.34$, $G = 1.92 \times 10^4 - 8.6T$ (MPa), $c = 0.022$, $A_b = 0.3$, $\sigma = 2\tau$ 을 적용하여 결정하였다. Fig. 8은 천이응력에 대한 실험 결과값과 예측값을 도시한 그래프이다. 예측한 값이 실험값과 매우 근접함을 알 수 있다. 따라서 이와 같은 천이 응력지점에서는 전위가 용질 원자 분위기로부터 분리되는 지점임을 알 수 있다.

4. 결론

마그네슘 AZ31 합금의 크리프 변형 거동에 관하여 온도 573~673K (용융 온도의 0.62~0.73)에서 광범위한 변형률 속도($4 \times 10^9 \text{s}^{-1} \sim 2 \times 10^2 \text{s}^{-1}$)에서 연구하였다. 연구 결과는 다음과 같다.

1) 중간 응력구간에서는 응력지수가 3이며 활성화 에너지는 110.8kJ/mole이었다. 이때 크리프 변형은 전위의 점성적 활주에 의하여 주도되며 이들 점성적 활주를 주도하는 것은 마그네슘에서의 알루미늄 원자의 확산으로 판단된다.

2) 높은 응력구간에서는 응력지수가 5이며 활성화 에너지는 123.9kJ/mole이었다. 이때 크리프 변형은 전위의 상승에 의하여 주도되며 이들 점성적 활주를 주도하는 것은 마그네슘의 자기확산으로 판단된다.

3) $n=3$ 인 낮은 응력 구간에서는 Takeuchi-Argon 모델이, $n=5$ 인 구간에서는 Weertman의 모델이 크리프 변형률 속도를 적절히 예측하는 것으로 나타났다.

4) 응력지수가 3.5에서 5로 증가하는 천이 응력 지점에서는 전위가 용질 원자 분위기로부터 분리되는 지점으로 판단된다.

참고문헌

- 1) Friedrich H., Schumann S., "Research for a new age of magnesium in the automotive industry", J. Mat. Processing Tech., Vol. 117, pp. 276~281, 2001.
- 2) Luo A.A., "Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications", Int. Mat. Reviews, Vol. 49, pp. 13~30, 2004.
- 3) Vagarali S.S., Langdon T.G., "Deformation mechanisms in H.C.P. metals at elevated temperatures - I. Creep behavior of magnesium", Acta Metall., Vol. 30, pp. 1969~1982, 1981.

- 4) Vagarali S.S., Langdon T.G., "Deformation mechanisms in H.C.P. metals at elevated temperatures- II. Creep behavior of a Mg-8% Al solid solution alloy", *Acta Metall.*, Vol. 30, pp. 1157~1170, 1982.
- 5) Kim W.J., Chung S.W., Chung C.S., Kum D., "Superplasticity in thin magnesium alloy sheets and deformation mechanisms maps for magnesium alloys at elevated temperatures", *Acta Mater.*, Vol. 49, pp. 3337~3345, 2001.
- 6) Spigarelli S., Cabibbo M., Evangelisti E., Talianker M., Ezersky V., "Analysis of the creep behavior of a thixoformed AZ91 magnesium alloy", *Mat. Sci. Eng.*, Vol. A289, pp. 172~181, 2000.
- 7) Isshiki K. et al., "A new miniature mechanical testing procedure: Application to intermetallics", *Metal. Mater. Trans.*, Vol. 28A, pp. 2577~2582, 1997.
- 8) Robinson S.L., Sherby O.D., "Mechanical behavior of polycrystalline tungsten at elevated temperature", *Acta Metall.*, Vol. 17 pp. 109~125, 1969.
- 9) Watanabe H., Tsutsui H., Mukai T., Kohzu M., Tanabe S., Higashi K., "Deformation mechanism in a coarse-grained Mg-Al-Zn alloy at elevated temperatures", *I. J. Plasticity*, Vol. 17, pp. 387~397, 2001.
- 10) Ishikawa K., Watanabe H., Mukai T., "High temperature compressive properties over a wide range of strain rates in an AZ31 magnesium alloy", *J Mat. Sci.*, Vol. 40, pp. 1577~1582, 2005.
- 11) Maruyama K., Suzuki M., Sato H., "Creep strength of magnesium-based alloys", *Metal. Mat. Trans.*, Vol. 33A, pp. 875~882, 2002.
- 12) Frost H.J., Ashby M.F., *Deformation- Mechanisms Maps*, Pergamon Press, Oxford, 1982.
- 13) Moreau G., Cornet J.A., Calais D., *J. Nucl. Mater.*, Vol. 38, pp. 197, 1977.
- 14) Shewmon P.G., Rhines F.N., *Trans. Am. Inst. Min. Engrs.*, Vol. 200, pp. 1021, 1954.
- 15) Langdon T.G., "A unified approach to grain boundary sliding in creep and superplasticity", *Acta Metall. Mater.*, Vol. 42, pp. 2437~2443, 1994.
- 16) Weertman J., *J. Appl. Phys.*, "Steady -state creep of crystals", Vol. 28, pp. 1185~1189, 1957.
- 17) Takeuchi S., Argon A.S., "Steady-state creep of alloys due to viscous motion of dislocations", *Acta Metall.*, Vol. 24, pp. 883~889, 1976.
- 18) Friedel J., *Dislocations*, Pergamon Press, Oxford, 1964.
- 19) King H.W., *J. Mater. Sci.*, Vol. 1, pp.79, 1969.
- 20) Weertman J., *Rate processes in Plastic Deformation of materials*(edited by J.C.M. Li and A.K. Mukherjee) p.315, ASM, Metals Park, Ohio, 1975.
- 21) Endo T., Shimada T., Langdon T.G., "The deviation from creep by viscous glide in solid solution alloys at high stresses-I. Characteristics of the dragging stress", *Acta Metall.*, Vol. 32, pp. 1991~1999, 1984.
- 22) Kuchařová K., Saxl I., Cadek J., "Effective stress in steady state creep in an Al-5.5 at.% Mg solid solution", *Acta Metall.*, Vol. 22, pp. 465~472, 1974.