

〈논 문〉

## Al-Mg 합금의 고온 소성 변형 특성에 미치는 동적 변형 시효의 영향

이 상 용\* · 이 정 환\*

(1996년 9월 30일 접수)

### The Effect of Dynamic Strain Aging on the High Temperature Plastic Deformation Behaviour of Al-Mg Alloy

Sang Yong Lee and Jung Hwan Lee

#### Abstract

The effect of dynamic strain aging on high temperature deformation behaviour of the Al-Mg alloy was investigated by strain rate change tests and stress relaxation tests between 200°C and 500°C. Yield point, short stress transient and periodic discontinuities on the stress-strain curve were considered as an evidence of the effect of dynamic strain aging. With this criterion two distinct strain rate-temperature regimes could be manifested. Dynamic strain aging was considered to be effective in the high temperature-low strain rate regime, whereas dynamic recovery was a dominant deformation mechanism in the low temperature-high strain rate regime. It was found that dynamic strain aging in the high temperature deformation was governed by the mechanism of diffusion-controlled, viscous dislocation movement.

**Key Words :** Al-Mg Alloy, High Temperature Deformation Behaviour, Dynamic Strain Aging, Dynamic Recovery, Strain Rate Change, Stress Relaxation, Yield Point, Transient Behaviour of Flow Curve, Discontinuous Stress-Strain Curve

#### 1. 서 론

많은 합금의 인장시험시 응력-변형률 곡선이 규칙적인 톱니모양과 같이 불연속적으로 나타나는 현상은 일반적으로 Portevin-Le Chatelier (PLC) 효과라고 불리우며 동적 변형 시효 (dynamic strain aging)에 기인한다는 것은 잘 알려진 사실이다<sup>(1)</sup>. 즉 일정한 온도 또는 변형속도 범위에서 소성 변형시 합금을 이루는 용질 원자가 온도 또는 변형속도에 의한 열적 활성화 (thermal activation)로 확산

속도가 증가한다. 확산속도 증가로 용질원자는 소성변형도중 유동전위와 반응하여 전위고착 (dislocation pinning)을 야기하고 따라서 소성변형이 일시적으로 중단된다. 소성변형이 중단되면 계속된 인장변형에서는 응력의 증가와 함께 탄성변형만 일어나게 되고 응력이 고착된 유동전위를 용질분위기로 부터 빠져 나오게 할 정도로 충분히 증가되면 다시 소성변형이 일어나고 이때 응력은 급격히 감소한다. 동적변형시효가 매우 효과적인 때는 이와 같은 현상이 반복적으로 일어나게 되며 결국 시간에 따른 응력변화는 규칙적인 톱니모양이 된다 (Fig. 10 b).

위와 같은 동적변형시효 현상은 일반적으로 0.5

\*한국기계연구원 재료공정연구부

$T_m$  이하에서 두드러지며 Al-Mg 합금의 경우에 동적변형시효로 인한 불연속적인 응력-변형률 곡선은  $0.2 \sim 0.4T_m$  즉 상온부근에서 나타난다.  $0.5T_m$  이상의 고온영역에서는 지금까지 동적변형시효와 재료의 고온 소성변형거동과의 관계는 거의 연구 대상이 되지 않았다. 그러나 최근의 일부 연구결과<sup>2-6)</sup>에 의하면 고온영역에서도 응력-변형률 곡선이 불연속적으로 나타나는 것이 보고되었다. 이와 같은 고온영역에서의 불연속변형곡선이 상온영역에서의 것과 같이 동적변형시효 현상때문에 발생하는 것 인지는 아직 명확하게 밝혀지지 않은 상태이다.

본 연구에서는 Al-Mg 합금에 대한 다양한 방법의 고온 인장시험을 통해 고온영역에서의 응력-변형률 곡선의 양상을 현상적으로 분석하고 고온 소성변형거동이 동적 변형시효와 어떤 관계가 있는지를 연구하였다. 인장시험방법으로는 소성변형거동을 해석하는데 효과적인 변형속도변화시험 (strain rate change test) 과 응력이완시험 (stress relaxation test) 을 적용하였다.

## 2. 실험 방법

실험에 사용된 소재는 Al-2wt%Mg합금의 전신재 (wrought material) 로 20 mm 직경의 봉상으로 제조된 것을 Swaging machine 을 이용 냉간에서 한번에 1~2 mm의 단면감소를 주는 방법으로 6회에 걸쳐 최종 9 mm로 80%의 냉간가공을 가한후 봉상의 인장시편 (직경 5 mm, 시험길이 50 mm) 으로 가공하였다. 모든 가공된 인장시편은 500°C로 가열된 로에 장입되어 12분간의 가열을 통해 약 250 $\mu$ m의 균일한 입자크기로 재결정 된후 수냉되었고 인장시험 직전까지 0°C에서 보관되었다. 조대한 입자로 재결정시킨 이유는 고온에서 인장시험이 진행되는 동안에 입자크기가 변화하여 소성변형거동에 영향을 미치는 것을 가능한 한 배제하는데 있다. 인장시험온도는 200~500°C 범위에서 50°C 간격으로, 변형속도는  $4 \cdot 10^{-6} \sim 2 \cdot 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$  범위에서 변화시켰다. 인장시험은 질소분위기에서 다음과 같은 방법으로 수행되었다.

(1) 일정한 온도와 일정한 변형속도하에서의 단순 인장시험 : 여기서는 응력-변형률 곡선의 전체적인 양상을 파악하고 변형속도 변화 및 응력이완 시험이 수행될 응력 및 변형량을 결정하였다.

(2) 변형속도변화 (strain rate change, "SRC") 시험 :

이방법은 일정한 온도 및 변형속도에서의 변형중 갑작스런 변형속도 변화를 주었을 때 상온 영역에서와 같은 항복점 및 응력-변형률 곡선의 천이 거동 (transient behaviour) 이 발생하는지를 조사하고 이와 같은 현상과 동적변형시효의 관련성을 분석하기 위해서 수행되었다 (Fig. 1a).

(3) 응력이완 (stress relaxation, "SRX") 시험 : 인장시험 도중 일정시간 크로스헤드 (cross head) 를 멈추어 응력이완시킨후 다시 원래의 속도로 시험을 계속하는 방법으로, 상온에서와 같이 응력이완동안의 변형시효로 인한 항복점 및 응력-변형률 곡선에서의 독특한 천이거동 (transient behaviour) 이 나타나는지를 조사하였다. 응력이완시 크로스헤드 정지시간은 5~60 sec로 짧게 정하였다 (Fig. 1b).

위와 같은 분석외에도 규칙적인 불연속 응력-변형률 곡선이 나타나는지를 조사하였고, 불연속변형이 관찰될 때 재료외적인 영향 (예 : 인장시험장비의 고유진동, 하중측정센서에서의 noise 등) 을 가능한 배제하도록 주의를 기울였다.

## 3. 실험 결과

### 3.1 응력-변형률 곡선의 양상

Fig. 2에는 200~500°C 범위에서  $10^{-4} \text{ sec}^{-1}$  의 일

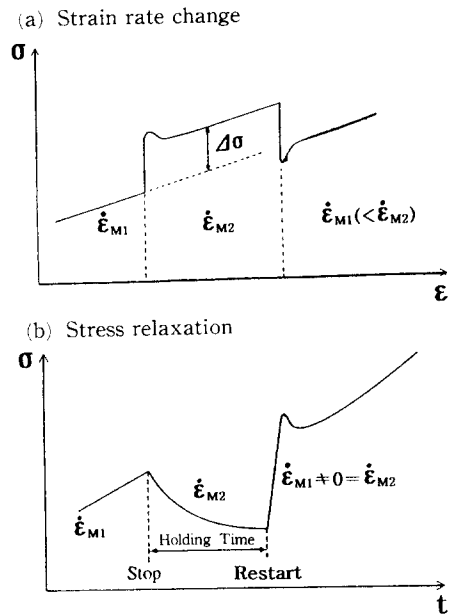


Fig. 1 Illustration of flow curves of strain rate change tests and a stress relaxation test

정한 변형속도로 Al-Mg 합금을 단순 인장시험 했을 때 온도에 따른 응력-변형률 곡선의 변화를 보여주고 있다. 온도가 증가함에 따라 소성변형에 필요한 응력이 낮아지고 가공경화영역이 감소하는 경향을 보이고 있으며, 특히 400°C 이상에서는 소성변형이 시작될 때 항복점 현상이 나타남을 알 수 있다. 250°C와 300°C에서는 약 5~10%의 변형률 이상에서 변형이 진행됨에 따라 응력이 감소하는 것을 볼 수 있다. 이와 같은 응력감소의 원인은 재료특성에 기인하는 것이 아니라 인장시험에서 존재하는 부위별 온도차이(최대 5°C)에 의해 미소한 불균일 변형이 발생하는데 따른 것으로 판명되었다. 350°C 이상에서는 온도가 증가할수록 충분한 열유입으로 인해 시험 부위별 온도차이를 2°C 이내로 유지할수

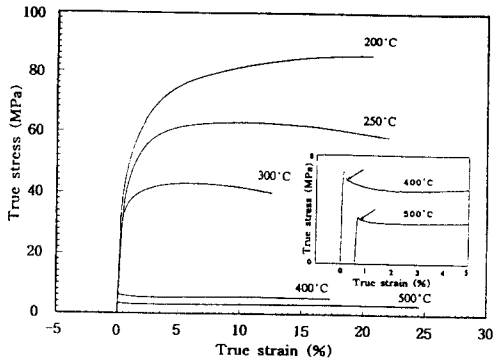


Fig. 2 Temperature dependence of the stress-strain curve of an Al-2wt%Mg alloy. The strain rate is  $10^{-4} \text{ sec}^{-1}$

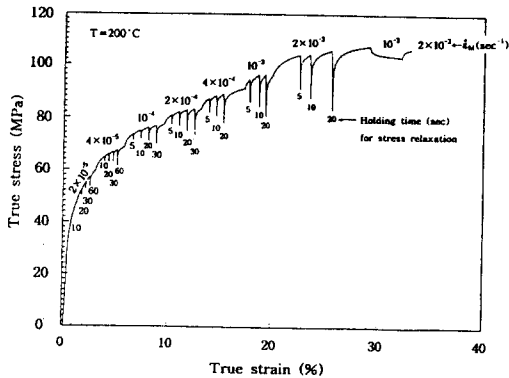


Fig. 3 Effect of strain rate change and stress relaxation on the stress-strain curve of an Al-2wt%Mg alloy at 200°C. The strain rate and the holding time are indicated on each corresponding part of curve.

있어 이와 같은 응력-변형률 곡선의 정밀분석에 바람직하지 않은 불균일 변형을 억제할 수 있었다.

Fig. 3, 4, 5에는 변형속도변화와 응력이완을 병행한 경우의 응력-변형률 곡선들을 나타내었다. 변형속도는 해당되는 응력-변형률 곡선의 위 부분에, 응력이완시 인장시험을 중단한 시간은 아랫 부분에 표시하였다. 200°C에서는 갑작스런 변형속도 증가 또는 응력이완후 변형재개시 항복점은 형성되지 않았으며 변화된 인장시험조건에 적응하기 위해서는 상당량의 소성변형의 진행이 필요함을 알 수 있다 (이 현상은 이하 응력천이, "stress transient"로 표기). 반대로 500°C에서는 인장시험조건에 순간적인 변화에 따른 응력천이는 상온영역에서 흔히 볼

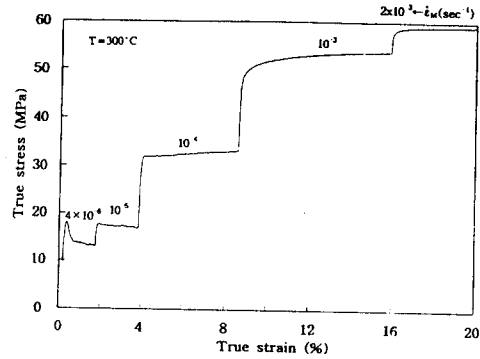


Fig. 4 Effect of strain rate change and stress relaxation on the stress-strain curve of an Al-2wt%Mg alloy at 300°C. The strain rate is indicated on each corresponding part of curve.

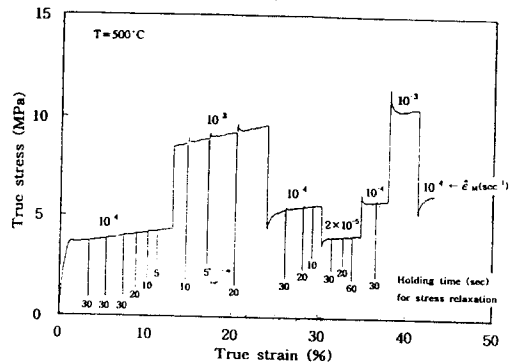


Fig. 5 Effect of strain rate change and stress relaxation on the stress-strain curve of an Al-2wt%Mg alloy at 500°C. The strain rate and the holding time are indicated on each corresponding part of curve.

수 있는 날카로운 항복점과 유사한 양상으로 나타나고 있는 것이 뚜렷이 관찰 된다. 항복점의 크기는 인장시험조건에 변화정도에 비례하고 있음을 알 수 있다. Fig. 3의 300°C에서의 응력-변형률 곡선은 200°C 와 500°C에서의 서로 다른 소성변형 양상이 변형속도의 변화에 따라 얻어 질수 있다는 것을 보여 주고 있다. 소성변형의 기본기구가 열적활성화(thermal activation)에 바탕을 두고 있기 때문에 온도를 일정하게 유지하였을 때 변형속도의 감소(증가)는 온도를 증가(감소)시키는 효과와 같다.

300°C에서  $10^{-4} \text{sec}^{-1}$ 이하의 변형속도에서의 소성변형 양상은 앞서 관찰한 500°C에서의 양상과 같고  $10^{-3} \text{sec}^{-1}$  이상에서는 200°C 곡선의 경향과 일치한다. 여기서 두가지 소성변형 양상이 서로 교차하는 속도영역은  $10^{-3} \text{sec}^{-1}$  과  $10^{-4} \text{sec}^{-1}$  사이에 존재함을 추정할 수 있다.

200~500°C 범위에서 나타나는 Al-Mg합금의 응력-변형률 곡선의 양상을 정리해 보면 온도와 변형속도의 영향은 Fig. 6과 같이 3 영역(H1, B, H2)으로 뚜렷이 구분된다. H2 즉 고온-저속 영역에서는

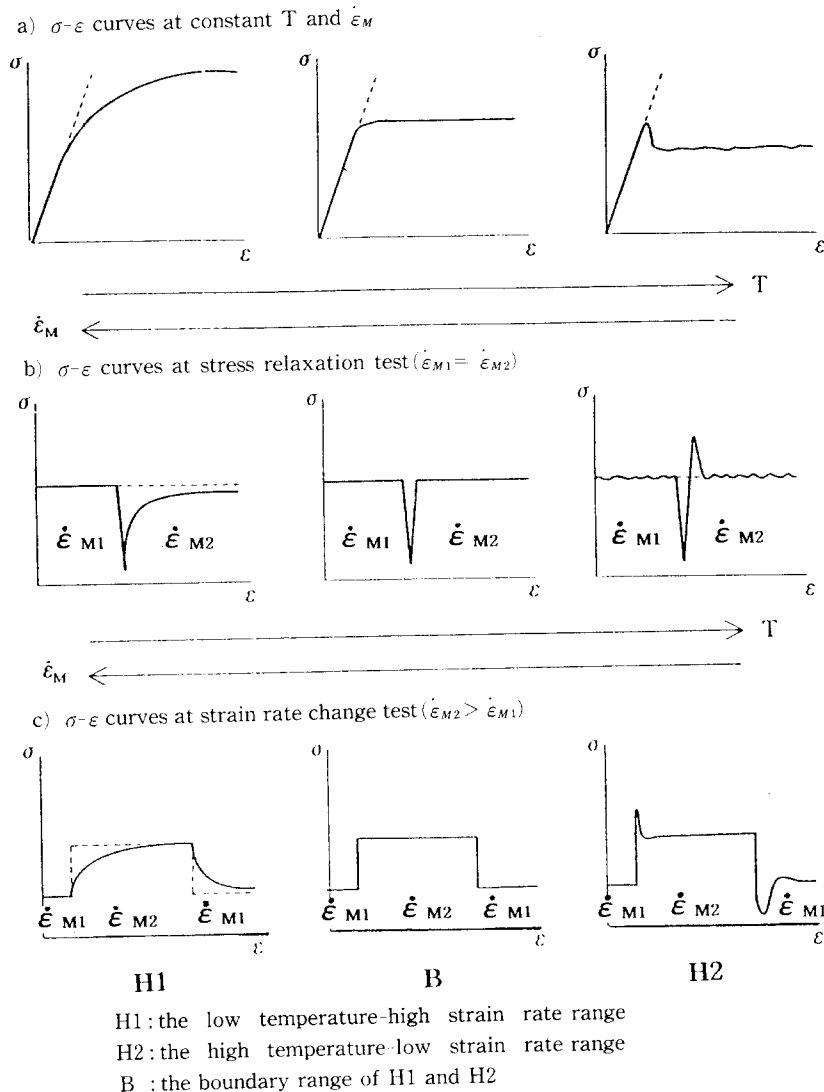


Fig. 6 Effect of temperature and strain rate on the form of stress-strain curves for an Al-Mg alloy between 200°C and 500°C

소성변형이 시작될 때 또는 변형속도변화 및 응력이완후에 항복점이 나타나는 것이 특징이며, H1 즉 저온-고속 영역에서는 항복점은 나타나지 않고 응력의 천이 또는 감소현상이 두드러진다. B영역 즉 H1 및 H2의 경계영역에서는 어느 영역의 특징도 두드러 지지 않고 균형을 이루는 온도 및 변형 속도범위라고 해석 할 수 있다.

### 3.2 불연속적인 응력-변형을 곡선

고온에서의 응력-변형률 곡선을 부분적으로 확대 해 보면 Fig. 7과 같이 불연속적으로 나타나고 있는 것이 뚜렷이 관찰된다. 200°C 와 300°C에서의 불연속적인 응력-변형률 곡선들은 응력이 최대값을 나타내는 변형률 범위에서 얻은 것이고 400°C 와 500°C에 비해 변형률에 따른 응력변화가 큰 관계로 봉우리 형상으로 보인다. 이러한 불연속적인 응력-변형을 곡선이 재료의 소성변형거동과 관련있는지 또는 재료 외적인 영향(예 : 인장시험장비 자체에서의 진동 또는 응력측정센서에서의 전기적 noise 등)인지를 구별하는 것이 필요하다. 재료특성에 기인할 경우 불연속적인 응력-변형률 곡선의 양상은

온도 및 변형속도의 함수로 나타나야 한다. Fig. 8 에는 300°C에서의 불연속적인 응력-변형률 곡선에 미치는 변형속도의 영향을 나타내었다. 낮은 변형 속도에서 일정한 주기의 응력파형(stress wave)을 볼 수 있으며 속도가 증가 할수록 주기의 변화는 명확하지 않으나 응력파고(stress amplitude)는 변형속도가 감소함에 따라 증가하고 있는 경향을 보이고 있다. Fig. 9에는 인장시험장비에서의 진동 또는 전기적 noise와의 관련성을 load cell 및 측정 범위를 변화시킴으로써 조사하였다. 매우 정밀한 측정범위에서 noise는 감소하였지만 불연속적인 거동은 그대로 존재하고 있음을 알 수 있다. 가열장치 및 분위기의 영향도 진공로를 이용하여 실험해 본 결과 관련이 없는 것으로 나타났다. 또한 동적 재결정(dynamic recrystallization)의 영향도 고찰(4.1)에서 분석되는 바와 같이 배제가 가능하였다. Fig. 10(a)에서는 고온에서의 불연속적인 변형곡선이 실제 인장시험에서의 불균일한 변형에 기인하는 지를 보기 위해 Extensometer를 이용하여 시간에 따른 응력 및 변형률 변화를 관찰한 결과를 보여주고 있다. 응력의 시간에 따른 불연속적인 변화에도

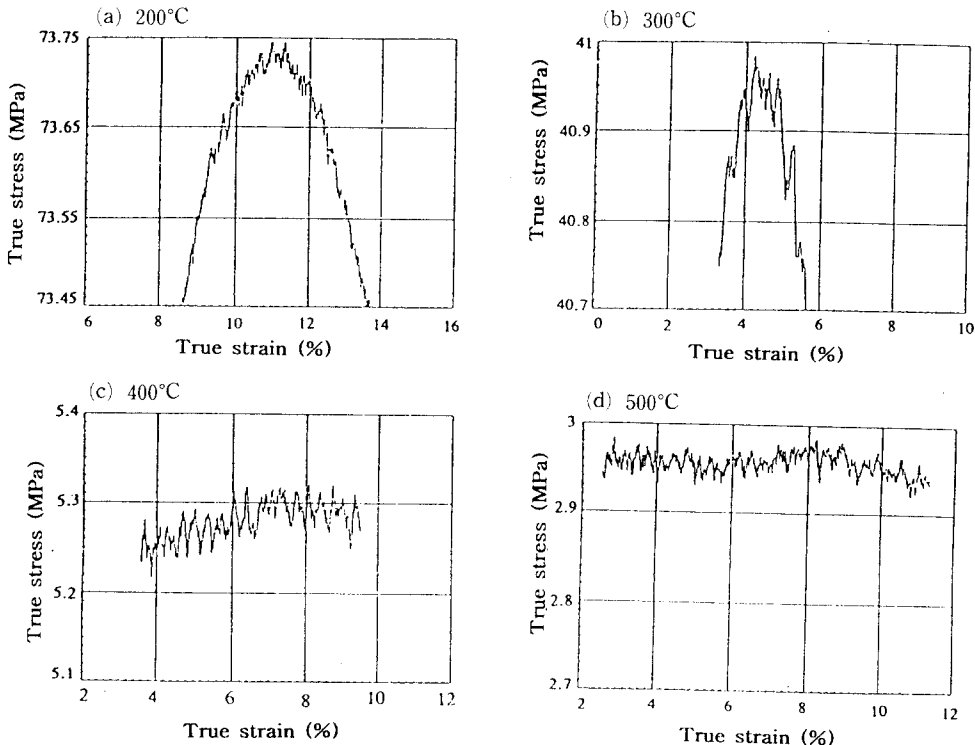


Fig. 7 Discontinuous stress-strain curves of a Al 2wt%Mg alloy between 200°C and 500°C

실제 시편의 변형은 균일하게 일어나고 있음을 알 수 있다. 이와 같은 양상은 상온에서 동적변형시효의 영향이 뚜렷할 때의 시간에 따른 응력 및 변형률의 변화 Fig. 10(b)와 차이가 있음을 알 수 있다. 이와 같은 여러 분석결과에도 불구하고 고온에서 나타나는 미세한 불연속적 응력-변형률 곡선의 실체를 명료하게 파악하기 위해서는 더욱 정밀하고 다양한 분석이 요구된다.

### 4. 고찰

Al-Mg 합금의 고온 소성변형거동과 동적변형시효(dynamic strain aging)의 관련성을 판단하기 위해 응력-변형 곡선에서의 불연속적인 변형곡선의 존재, 항복점 현상, 응력천이의 양상 등을 기준으로 삼았다. 고온에서 존재하는 불연속적인 변형곡

선은 어느 정도 온도 및 변형속도에 영향을 받는 것으로 나타났으나 이것이 곧 동적변형시효에 의한 것인지는 현재의 실험결과로 단정하기는 힘들다. 그러나 특정한 온도 및 변형속도 범위에서 항복점 현상 및 응력천이거동이 뚜렷이 존재하였고 이는 동적변형시효와 밀접한 관련이 있음을 뒷받침 해준다. 이러한 관점은 다음과 같은 해석으로 명확하게 설명될 수 있다고 생각된다.

#### 4.1 변형속도( $\ln \dot{\epsilon}_M$ )-온도( $1/T$ ) 특성도와 소성 변형거동

일반적으로 열적 활성화(thermal activation)를 바탕으로 하는 소성변형거동의 온도 및 변형속도와 의 관계는 변형속도( $\ln \dot{\epsilon}_M$ )-온도( $1/T$ ) 특성도를 통해 넓은 온도 및 변형속도 범위에 대해 종합적이고 명료하게 설명될 수 있다. Al-2wt% Mg 합금의 변형속도( $\ln \dot{\epsilon}_M$ )-온도( $1/T$ ) 특성도는 Fig. 11에 나타내었다. 이 특성도에는 본 실험의 결과 외에도 같은 합금에 대한 200 C 이하에서 -80°C까지의 연구한 결과(7)도 함께 표시하였다. 여기서 동적변형시효와 관련된 소성변형거동은 실선 또는 점선으로 구분된 4개의 영역(L1, L2, H1, H2)에서 뚜렷이 구분된다. 각각의 영역들은 서로간에 직선적인 경계

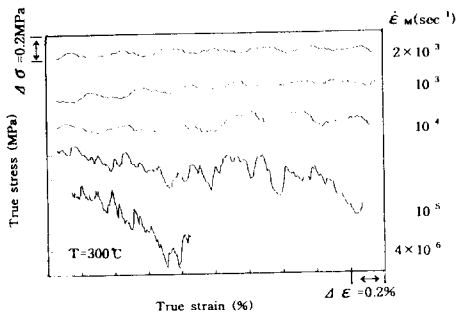


Fig. 8 Effect of strain rate on the discontinuities of stress-strain curve of an Al-2wt%Mg alloy at 300°C.

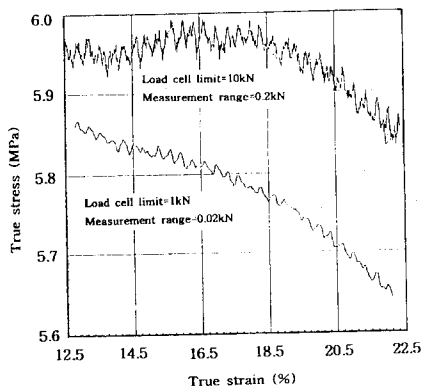


Fig. 9 Effect of sensitivity of load measurement on the form of discontinuous stress-strain curves from the tensile tests at T=500°C and  $\dot{\epsilon}_M=10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ .

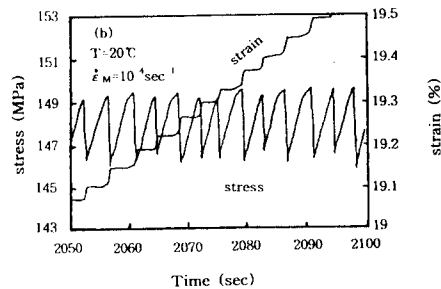
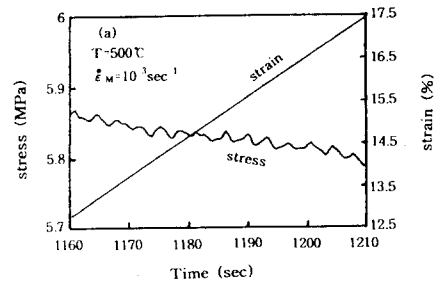


Fig. 10 Comparison of high temperature discontinuities(a) to the PLC-effect(b) at room temperature for an Al-2wt%Mg alloy by use of stress-time and strain-time curves

Al-Mg 합금의 고온 소성 변형 특성에 미치는 동적 변형 시효의 영향

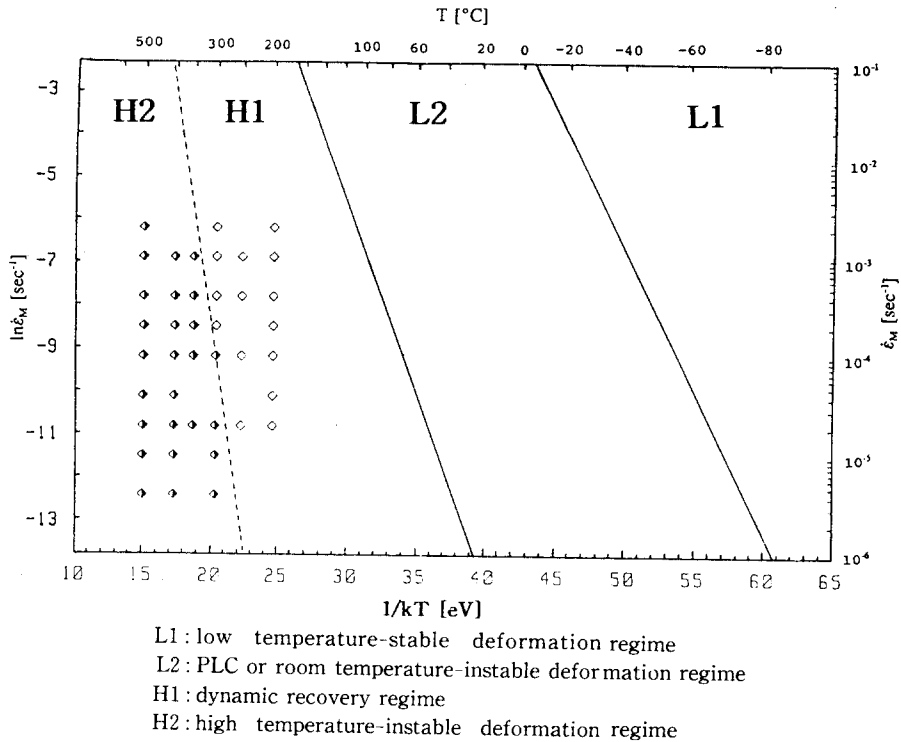


Fig. 11 The strain rate-temperature regime for the characterization of deformation behaviour of an Al-2wt%Mg alloy. Symbols show the conditions of strain rate and temperature at which tensile tests were performed. k is Boltzmann constant.

선들을 갖는다. 이 경계선들의 기울기로 부터 각 영역에서 지배적인 소성변형기구에 대한 활성화에너지를 실험적으로 구할수 있다. 변형속도( $\ln \dot{\epsilon}_M$ )-온도( $1/T$ ) 특성도의 의미는 어느 한 영역내에서는 인장시험을 위한 온도( $T$ ) 및 변형속도( $\dot{\epsilon}_M$ )를 아무리 변화시켜도 응력-변형률 곡선의 양상은 동일한 소성변형기구에 의해 지배를 받는다는 것이다.

(1) L1(저온 안정 소성변형)영역: 이 영역에서는 인장시험시 변형이 시편 전체에 걸쳐 균일하게 일어나고 이때의 응력-변형률 곡선은 연속적이며 소성변형은 안정(stable)하다고 표현한다. 여기서는 용질원자의 유동도(mobility)가 낮기 때문에 동적변형시효가 소성변형기구에 지배적인 영향을 주지 못한다.

(2) L2(PLC 또는 상온 불안정 소성변형)영역: 이 영역에 있는 온도 및 변형속도 조건에서 인장시험을 하면 변형은 시편 전체에서 균일하게 일어나지 않고 응력-변형률 곡선은 다양한 항복점을 나타내고 따라서 불연속적이다. 이 때의 소성변형은 불

안정(instable)하다고 표현하며 그 원인은 동적변형시효가 소성변형기구를 지배하는 데에 있다. 즉 용질원자의 유동도의 증가로 변형이 진행되는 동안에 빠른 속도로 유동전위가 고착되어 변형은 탄성과 소성이 반복적으로 진행된다. 이와 같은 현상을 Portevin-Le Chatelier (PLC) 효과라고 표현하기도 한다.

(3) H1(동적회복)영역: 이 온도 및 속도영역에서는 응력-변형률 곡선은 다시 연속적이 되며 소성변형은 안정(stable)하다고 할 수 있다. 여기서는 용질원자의 유동도도 증가하지만 온도의 증가로 인해 전위의 활성화 에너지도 증가하여 어느 순간에서도 충분한 유동전위가 공급될 수 있으므로 변형중 용질에 의한 전위고착(dislocation pinning) 즉 동적변형시효가 소성변형을 지배하지 못한다. 본 실험에서 볼 수 있듯이 이 온도 및 변형속도 영역에서는 변형속도 변화나 응력이완후에 항복점 현상이 나타나지 않으며 응력천이 현상이 두드러진다. 특히 변형조건 변화 직후 Fig. 6에서 보듯이 응력

의 뚜렷한 감소를 볼 수 있는데 일어나는 이것은 동적회복(dynamic recovery)현상의 전형적인 결과이다. 즉 온도의 영향에 의한 회복기구가 활성화되고 따라서 전위밀도가 감소하는 것을 의미한다. 즉 여기서는 동적회복이 지배적인 소성변형기구라고 할 수 있다. 동적회복이 효과적인 때는 소성변형이 일어나는 어느 순간에도 전위조직의 변화는 충분히 빠르게 일어나게 되고 따라서 소성변형에 필요한 유동전위밀도는 항상 공급되기 때문에 항복점 현상은 필요가 없는 것이다. 일반적으로 동적회복(dynamic recovery)은 아조직(substructure)의 형성과 밀접한 관련이 있으며<sup>(8,9)</sup>, 변형속도변화 또는 응력이완후의 응력회복에 많은 양의 소성변형이 필요한 이유는 안정된 아조직의 형성은 빠르게 일어날 수 없기 때문이라고 설명할 수 있다.

(4) H2(고온 불안정 소성변형)영역: 이 온도 및 속도영역에서 소성변형은 다시 불안정(instable)해져 응력-변형률 곡선에서의 불안속점, 항복점등이 나타나고 변화된 조건에 대한 적용은 비교적 적은 소성변형후에 이루어진다. 이 영역에서는 용질원자들이 항상 전위의 주위에 분위기를 형성하기 때문에 전위는 용질분위기(Cottrell clouds)를 벗어나지 못하며 전위의 이동은 항상 용질원자들의 저항을 받으면서 진행된다. 즉 이 온도 영역에서의 소성변형은 다시 동적변형시효(dynamic strain aging)에 의해 지배된다고 할 수 있다<sup>(10-14)</sup>. 소성변형이 시작될 때 나타나는 항복점은 소성변형에 필요한 대부분의 유동전위들이 변형이 시작되기 전 용질원자들에 의해 고착되어 있기 때문에 응력의 증가를 통해 이동 가능한 전위들의 속도를 증가시켜 소성변형을 일으키고 이렇게 이루어진 소성변형을 통해 충분한 전위증식이 이루어지면 응력은 감소하기 때문에 기인한다. 변형속도변화 또는 응력이완후의 항복점은, 동적변형시효가 효과적일때, 순간적으로 변화된 소성변형조건에 유동전위밀도는 즉시 적용할 수 없기 때문에 소성변형에 필요한 유동전위밀도는 항복점현상을 통해 얻어질 수 있다. 이러한 항복점 현상을 동적재결정(dynamic recrystallisation)으로 해석하는 이론들도 있으나<sup>(15,16)</sup> 이는 타당하지 않다. 그 이유는 동적재결정이 일어나기 위해서는 이미 어느 정도의 축적된 소성변형이 필요하기 때문에<sup>(17)</sup> 소성변형이 시작될 때 나타나는 날카로운 항복점의 존재는 설명할 수 없다. 또한 본 실험에서와 같이 변형속도변화 또는 응력이

완후에 나타나는 날카로운 항복점의 변화는 동적재결정과 같이 미세조직의 광범위에서의 조직적인 변화를 요하는 과정으로는 설명할 수가 없기 때문이다. 또한 지금까지 Al-Mg 합금계에서 진정한 의미의 동적재결정이 일어난다는 확실한 증거는 아직 없다<sup>(18)</sup>.

#### 4.2 고온과 상온 불안정 소성변형 영역에서의 동적변형시효 기구

H2(고온 불안정 소성변형)영역과 L2(상온 불안정 소성 변형)영역에서의 동적변형시효 기구의 차이는 고온과 상온에서의 소성변형기구에서의 차이로, 특히 용질원자의 확산기구에서의 차이로 설명할 수 있다. 상온에서의 소성변형과 동적변형시효는 전위 주위의 국부적인 영역에서의 용질원자의 국부 확산(local volume or pipe diffusion) 기구에 의해 지배된다<sup>(19)</sup>. 최근의 연구결과<sup>(20-22)</sup>는 일반적인 광범위 확산(volume or bulk diffusion) 기구는 상온영역에서 모든 동적변형시효 현상을 효과적으로 설명하지 못하는 것으로 해석되고 있다. 반면 고온에서의 소성변형과 동적변형시효는 확산의준형 점성 전위 이동(diffusion-controlled, viscous dislocation movement)에 의해 지배된다고 설명할 수 있다. 즉 고온에서의 용질원자의 확산속도는 매우 빠르고, 광범위 확산(volume diffusion)을 통해 전위주위에 항상 용질분위기(Cottrell clouds)형성이 가능하기 때문에 전형적 점성 전위 이동(viscous dislocation movement)에 의해 소성변형이 이루어진다. 이와 같은 고온 소성변형기구는 다음과 같이 본 실험 결과로부터 확인할 수 있다.

H2(고온 불안정 소성변형)영역에서의 기본적인 소성변형기구는 Fig. 12과 같은 변형속도( $\ln \dot{\epsilon}_M$ )-응력( $\ln \sigma$ ) 관계도로 부터 유추할 수 있다. 이 관계도의 기울기는 변형속도 민감도(strain rate sensitivity,  $n = d \ln \dot{\epsilon}_M / d \ln \sigma$ )를 의미한다. 여기서,  $\sigma$ 는 진응력-진변형률 곡선에서 나타나는 유동응력(flow stress) 값이며,  $\dot{\epsilon}_M$  인장시험기의 크로스헤드 속도에 의해 설정된 변형속도를 의미한다. 변형속도( $\ln \dot{\epsilon}_M$ )-응력( $\ln \sigma$ ) 관계도는 흔히 크립 시험을 통해 얻을 수 있으나 본 실험에서와 같이 인장시험의 변형속도 변화를 통해서도 얻을 수 있다. 이것이 가능한 이유는 Fig. 2~5에서 보듯이 고온에서는 소성변형에 따른 응력변화가 매우 적으며 따라서 소성변형의 매 순간마다 거의 크립조건이 성립될



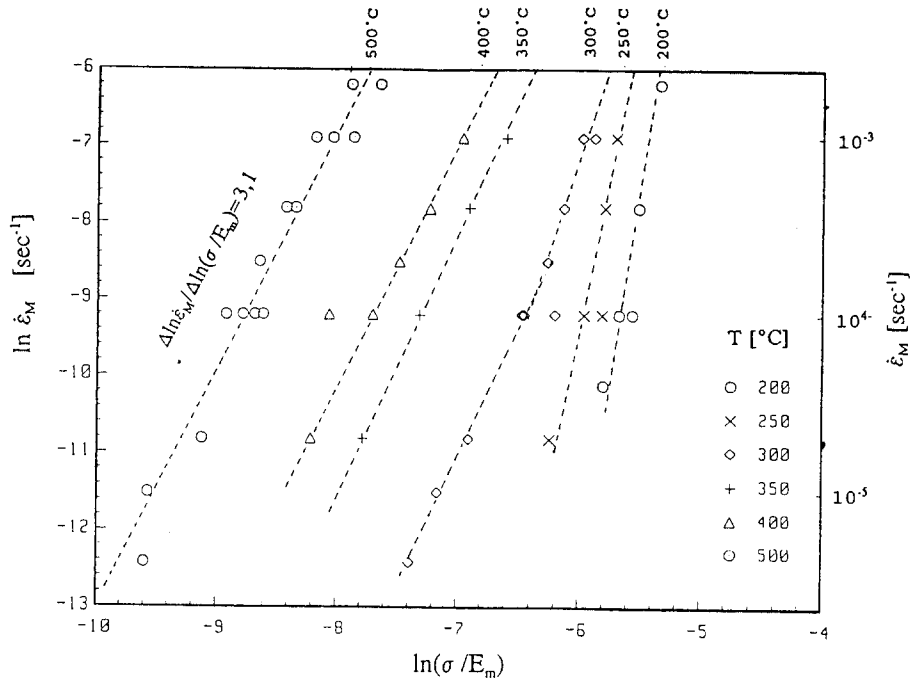


Fig. 12 The strain rate-stress relation for an Al-2wt%Mg alloy.  $\dot{\epsilon}_M$  and  $\sigma$  were obtained from strain rate change tests between 200°C and 500°C.  $E_m$  is the temperature-dependent modulus of elasticity.

수 있기 때문이다. 달리 표현하면 고온에서는 변형 속도 또는 온도가 결정되면 소성변형시의 응력수준도 결정된다. 본 실험에서는 응력을 탄성계수로 나누어 줌으로써 온도에 따른 탄성계수의 영향도 배제하였다. 변형속도( $\ln \dot{\epsilon}_M$ )-응력( $\ln \sigma$ ) 관계도의 300°C,  $10^{-4} \text{ sec}^{-1}$  조건에서 기울기가 다른 두 영역이 존재함을 알 수 있다. 즉 온도가 300°C보다 높거나 또는 변형속도가  $10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ 보다 낮은 영역에서는 같은 기울기를 갖는 직선들이 얻어짐을 알 수 있다. 이 기울기로 부터  $n=3.1$ 의 값이 얻어졌다.  $n=3.1$ 은 Al-Mg 합금에 대한 크립시험을 통하여 얻은 결과<sup>(23)</sup>와 일치하며 이때의 소성변형은 확산의존형 전위이동(diffusion-controlled, viscous dislocation movement)에 의해 지배된다는 것을 의미한다. 이와 같은 변형속도-온도 영역은 바로 Fig. 11의 H2(고온 불안정 소성변형)영역과 잘 일치하고 있다.

### 5. 결 론

Al-Mg 합금의 고온 소성변형거동과 동적변형시

효(dynamic strain aging)의 관련성을 연구하기 위해 200~500°C 범위에서 다양한 방법으로 인장시험하였다. 응력-변형률 곡선에서의 불연속적인 변형곡선의 존재, 항복점 현상, 응력천이의 양상 등을 고온 소성변형거동과 동적변형시효(dynamic strain aging)의 관련기준으로 삼았다. 이러한 기준에 의거하여 고온에서 두개의 명백히 다른 변형속도-온도 영역이 존재함을 알 수 있었다. 동적 변형시효는 온도가 높거나 변형속도가 낮을때 소성변형에 있어 효과적이었으며 온도가 낮거나 변형속도가 높은 영역에서는 동적 회복(dynamic recovery)이 지배적이기 때문에 동적 변형시효가 소성변형에 영향을 미치지 못하는 것으로 나타났다. 동적변형시효가 효과적인 온도 및 변형속도 영역에서 소성변형은 확산의존형 전위이동(diffusion-controlled, viscous dislocation movement) 기구에 의해 지배되는 것으로 밝혀졌다. 고온에서 존재하는 불연속적인 변형곡선도 동적변형시효와 관련이 있는 것으로 보이나 이것을 명확하게 입증하기 위해서는 온도 및 변형속도와의 관계를 더욱 정밀하게 분석하는 것이 요구된다. 본 실험에서 사용된 해석방법은 Al-Mg

합금뿐 만 아니라 동적변형시효를 보이는 다른 합금들에 대해서도 적용할 수 있을 것이라 판단된다.

### 참고문헌

- (1) Baird, J. D., 1973, "The Inhomogeneity of Plastic Deformation", ASM, Metals Park, Ohio, USA, p 210.
- (2) Penkava, J., 1978, Diplom Thesis, RWTH Aachen.
- (3) Yang, H. S., Mukherjee, A. K., Roberts, W. T., 1986, Scripta metall., Vol. 26, p 1131.
- (4) Ghosh, A. K., Raj, R., 1986, Acta metall., Vol. 34, p 447.
- (5) Hammilton, C. H., Bampton, C. C., Paton, N. E., 1982, "In superplastic deformation of structural alloys (edited by N. E. Paton, C. H. Hammilton)", AIME, Warrenckle PA, USA, p 173.
- (6) Arieli, A., Rosen, A., 1976, Scripta metall., Vol. 28, p 809.
- (7) Lee, S. Y., 1993, Ph. D. Thesis, RWTH Aachen.
- (8) Yaney, D. S., Gibeling, J. C., Nix, W. D., 1987, Acta metall., Vol. 35, p 1391.
- (9) Fischer, H., 1975, Ph. D. Thesis, RWTH Aachen.
- (10) Usui, E., Inaba, T., Schinano, N., 1986, Zeitschrift Metallkunde, Vol. 77, p 179.
- (11) Usui, E., Inaba, T., Schinano, N., 1986, Zeitschrift Metallkunde, Vol. 77, p 684.
- (12) M. R. Drury, F. J. Humphreys: Acta metall. 34 (1986) p 2259.
- (13) Nix, W. D., Ilschner, B., 1979, "Int. Conf. Strength of Metals and Alloys. (edited by P. Haasen, V. Gerold, G. Kostorz)", p 1503.
- (14) Mills, M. J., Gibeling, J. C., Nix, W. D., 1985, Acta metall., Vol. 33, p 1503.
- (15) Lin, J. P., Lei, T. C., An, X. Y., 1992, Scripta metall., Vol. 26, p 1869.
- (16) Lin, J. P., Lei, T. C., An, X. Y., 1993, Scripta metall., Vol. 28, p 157.
- (17) Henshall, G. A., Kaessner, M. E., McQueen, M. E., 1992, Metall Trans. , Vol. 23A, p 881.
- (18) Henshall, G. A., Kaessner, M. E., McQueen, M. E., 1993, Scripta metall. , Vol. 28, p 151.
- (19) Mulford, R. A., Kocks, U. F., 1979, Acta metall., Vol. 27, p 1125.
- (20) Kubin, L. P., Estrin, Y., 1990, Acta metall., Vol. 38, p 697.
- (21) Schlipf, J., 1992, Acta metall., Vol. 40, p 2075.
- (22) Schlipf, J., 1993, Scripta metall., Vol. 29, p 287.
- (23) Langdon, T. G., 1983, "Int. Conf. Strength of Metals and Alloys(ed. by Gifkins)", p 1105.