

## Al-5.5at.%Mg합금의 소성변형을 규명하기 위한 전위환 모델의 고찰

안 성 욱 · 정 승 부

한국과학기술연구원 특성분석센터

Dislocation Loop Models for Plastic Deformation of the Al-5.5 at.% Mg alloy

Seong-Uk An and Seung-Boo Jung

Advanced Analysis Center, Korea Institute of Science and Technology, Seoul 136-791

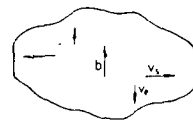
**초 록** 재료의 고온소성변형과 수명예측 및 수명향상을 위하여 재료의 변형기구를 규명하는 것이 매우 중요하다. 이를 위하여 전위환모델이 자주 사용되며, 현재 실험적인 결과를 토대로 한 두개의 중요한 전위환모델로서, Orlova등과 Mills등이 제시한 모델들이 있다. 이들은 모두 Al-5.5at.% Mg을 사용하였으나 상호 상반된 전위환모델을 설명하고 있다. 그러므로 본 연구에서는 상반된 전위환 모델을 확인하기 위하여 Al-5.5at.% Mg을 사용하여 573K의 약 30MPa에서  $\epsilon=0.03$ 까지 크립시험을 하고, 이러한 크립시험후 이어서 각각 약 15, 10 및 0MPa의 응력감소 시험도 수행하였으며, 동시에 응력감소 시험 전과 후의 전위구조를 관찰하여 전위환모델을 고찰하였다.

**Abstract** For the deformation, life time prediction and improvement of the life time in high temperature materials it's very important to know the mechanism of deformation. For these mechanisms the dislocation loop models of Orlova et al. and Mills et al. are used often now. But they show controversial differences, even if they have undertaken similar experimental tests with the same alloy of Al-5.5at.% Mg. In this work also the similiar tests of them have done under the same temperature of 573 K ; (1) The specimen was deformed by  $\sigma=30\text{MPa}$  and  $\epsilon=0.03$ . (2) Direct after creep deformation of  $\sigma=30\text{MPa}$  and  $\epsilon=0.03$  the stress reduction tests to 15, 10 and 0MPa have been performed. (3) To study the loop models dislocation structure and dislocation density( $\rho$ ) have been observed.

### 1. 서 론

Al-5.5at.% Mg은 Class I형의 고용강화합금의 대표적인 재료다<sup>1)</sup>. 때문에, 이 합금은 고온크립기구를 규명하는 위한 고용강화재료의 실험합금으로서 많이 사용이 된다. 즉, 고용강화재료의 고온크립기구를 규명하기 위하여 Orlova등<sup>2)</sup>과 Mills등<sup>3~5)</sup>은 Al-5.5at.% Mg을 사용하여 전위환모델을 제시하였으며, 크립기구를 설명하기 위하여 대표적으로 많이 사용되고 있다. 그러나, 이들은 상호 상반된 전위환모델을 설명하였다 ; Orlova와 Cadek<sup>2)</sup>은 고용강화합금(Class I)에서 Takeuchi등<sup>6)</sup>의 이론대로 나사전위는 칼날전위보다 운동에 대한 저항을 적게 받으므로, 상대적으로 나사전위는 전위환에서 칼날전위보다 빠른속도로 운동을 할 수 있다고 보고한다. 그 결과 나사전위

(a)  $\sigma = \sigma_1 (\sigma^* > 0)$



(b)  $\sigma = \sigma_2 (\sigma^* < 0)$

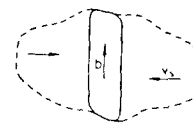


Fig. 1. Shape of a dislocation loop (a) after creep at  $\sigma$ : applied stress ( $\sigma = \sigma_1 + \sigma^*$ ).  $\sigma^*$ : effective stress,  $\sigma_1$ : internal stress  $v_e$ : Velocity of edge dislocation,  $v_s$ : Velocity of screw dislocation

의 이동속도는 Fig. 1(a)에서 보여주는 바와 같이 칼날전위의 이동속도보다 빠르게 되나, 칼날전위와 나사전위는 같은 전위환에 연결이 되어 있으므로 나사전위의 운동속도는 칼날전위의 느린운동속도 때문에 감소된다. 이러한 전위환이 임의의 응력하에서 성장운동을 하다가 갑자기 응력을 크게 감하게 되면 나사전위와 칼날전위는 후진운동을 하게 하므로 전위환은 수축이 된다. 이때에도 나사전위의 운동이 칼날전위보다 빠르므로 Fig. 1(b)와 같이 전위환의 수축은 거의 나사전위의 후진운동에 의한 것으로 나타내었다<sup>2)</sup>. 그러나 응력감소후 100초내에는 전체적인 전위밀도( $\rho$ )의 차이는 일어나지 않는다고 보고하고 있다<sup>2)</sup>. 그 결과 나사전위는 앞서 언급한 바와 같이 전위운동시에 저항을 적게 받으므로 거의 직선을 유지하고, 칼날전위는 고용원자들에 의해 국부적으로 심한 저항을 받으므로 심한 곡선을 유지한다고 보고하고 있다<sup>2)</sup>. 또한, 그 결과를 전위구조로 증명을 하였다. 반면에 Mills 등<sup>3~5)</sup>은 Fig. 2와 같은 전위환모델을

LARGE STRESS DECREASE:

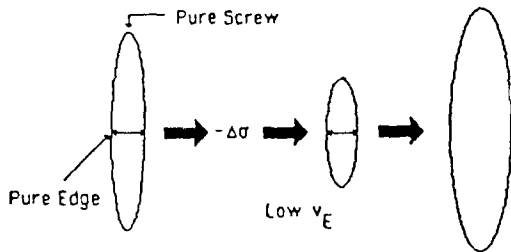


Fig. 2. Loop model description of transient creep<sup>1)</sup>

Table 1 : Comparison of dislocation loop models from Orlova et al.<sup>2)</sup> and Mills et al.<sup>3,4)</sup>

	Dislocation type		Configuration of dislocation loop	Change of $\rho$ in 100s after $\Delta\sigma$	Dominant dislocation component for movement	Rapid anelastic strain
	screw	edge				
Orlova et al. <sup>2)</sup>	near straight	curved	elliptic	none	screw	unknown
Mills et al. <sup>3,4)</sup>	strong curved	near straight	strong elliptic	very strong	screw	yes

그 외에 Cadek 등<sup>2)</sup>과 Mills 등<sup>3~5)</sup>이 주장한 바와 같이 전위환에서 나사전위의 운동이 전위환의 전체운동을 거의 지배한다면, 응력감소시 타원의 전위환이 짧은 시간내에 크게 수축이 되므로 전위밀도도 크게 감소할 것으로 예상된다. 그러므로 본 연구에서는 Al-5.5at.% Mg 합금으로 크릴시험과 크릴응력감소 시험을 수행하고 동시에 크릴시험에 따른 전

사용하였다. 여기서 전위환이 전위운동에 의하여 성장을 할 때, 나사전위는 칼날전위보다 저항을 훨씬 적게 받고 성장을 하므로 Fig. 2에서와 같이 심한 타원형이 된다고 보고하고 있다. 이 때문에 응력감소 시험에서 Fig. 3이 보여주는 바와 같이, 응력감소 직후 탄성수축( $\Delta\epsilon_{el}$ )과 동시에 의탄성수축( $\Delta\epsilon_{an}$ )도 발생한다고 보고하고 있다. 그러므로 전위환의 운동시, 나사전위는 심한곡선을 유지하나, 칼날전위는 거의 직선을 유지한다고 보고하며, 전자현미경으로 관찰한 전위구조로 증명도 하였다<sup>3,5)</sup>.

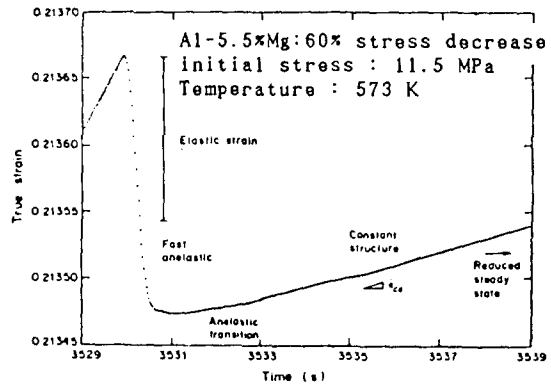


Fig. 3. Strain-time response following a stress decrement from steady state conditions within the Class I regime<sup>3)</sup>

앞서 언급한 바와 같이 Orlova 등<sup>2)</sup>과 Mills 등<sup>3~5)</sup>은 동일한 합금과 이론으로 유사한 시험을 수행하였으나 다음과 같은 상반된 전위환 모델과 실험결과를 나타내고 있다(Table 1).

위구조와 전위밀도를 분석하고 측정하여 위의 상반된 전위환모델을 고찰하고자 한다.

2. 실험 방법

크릴시험은 원통형으로 직경 10mm와 길이가 100mm이며, 735K에서 16시간 열처리하여 평균 결정립크기를 약 2mm로 한후, 이어서 안정된 고용강화조직을 위하여 773K에서 2시

간 더 열처리하였으며, 열처리후 모두 대기냉각시켰다. 앞서 열처리된 시편의 중간부위에 직경 6mm( $d_0=6\text{mm}$ )와 길이 30mm( $l_0=30\text{mm}$ )의 변형구간을 갖도록 제작하였다. 크립시편에서 holder가 물리는 부분과 시편의 변형구간사이에는 2mm의 반경( $R=2\text{mm}$ )으로 가공이 되어 있다. 이러한 변형구간과 시편 holder사이의 연결부위는 변형중 그 기여도가 무시할 정도로 작은 것으로 간주되고 있으나, 실제로 크립변형중에 이 부분도 변형이 일어난다. 따라서, 탄성율등을 측정하기 위한  $10^{-4}$  -  $10^{-5}$ 의 미세한 변형율을 측정하여야 하는 정밀크립시험에서, 변형을 측정장치가 시편홀더(holder)에 가까이 있을때, 시편의 기하학적 구조가 매우 중요하게 작용한다. 이때, R값과 변형율에 따라 탄성율은 약 10-25% 정도 적게 나타나며, 예비실험한 결과 본 실험에서 사용한  $R=2$ 인 경우, 탄성율은 약 10-15% 적게 나타난다. 크립장비는 일정한 응력을 유지하기 위하여 Andrade-Charlmers arm을 사용하였으며, 실험온도는 Orlova등<sup>2)</sup>과 Mills등<sup>3,5)</sup>이 수행하였던 573K에서 수행하였다. 크립시험은 Fig. 4가 보여주는 바와 같이 (1) 우선 30MPa에서  $\epsilon=0.03$ 까지 변형을 하였으며, (2) 30MPa에서  $\epsilon=0.03$ 까지 변형한 직후 거의 15, 10 및 0MPa(0.2MPa)로 응력을 감소시켜서 20-40초를 유지한 후에 실험을 종료하였다. 응력감소후 40초를 유지하는 이유는 Mills등<sup>3,4)</sup>이 관찰한 Fig. 3에 의하면 573K에서 응력감소후 약 10초면 변형속도는 Fig. 3이 보여주는 바와 같이 감소된 응력의 정상상태(reduced steady state)에 도달하며, 이때의 전위구조도 감소된 응력과 일치하는 전위구조에 이른다고 보고있기 때문이다. 그러나 본 연구에서는 실험온도가 573K이며, 예비실험에서 30MPa로부터 15MPa와 10MPa 및 0MPa로 응력감소시험을 하면 각각 약 15, 20 및 40초에서 감소된 응력과 일치하는 크립속도에 도달하였다. 따라서 Mills등<sup>3,4)</sup>이 보고하는 전위밀도와 구조의 뚜렷한 응력 의존성을 확고하게 관찰하기 위하여, 응력감소 후 변형속도가 정상상태에 이르러도 그보다 5-10초를 더 기다린다음, 실험을 종료하였다. 여기서 응력감소시험을 하기전과 후의 응력을 각각  $\sigma_1$ 과  $\sigma_2$ 로 나타내며,  $\sigma_1 - \sigma_2 = \Delta\sigma$ 로 표시한

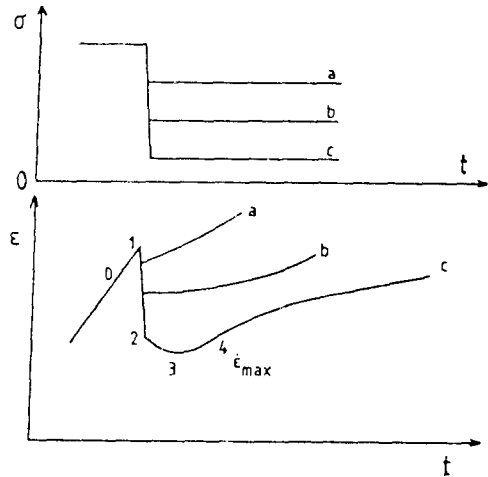


Fig. 4. Schematic diagram of strain( $\epsilon$ ) changes according to the amount of stress reductions a, b and c are small ( $\Delta\sigma < \sigma^*$ ), medium ( $\Delta\sigma = \sigma^*$ ) and large ( $\Delta\sigma > \sigma^*$ ) stress reductions respectively. 0 : strain before stress reduction, 1-2 : elastic contraction and c : maximal reversible anelastic strain after a large stress reduction.

다. 크립시험의 자료는 시험중에 1초에 약 20 점을 기록하고 계산할 수 있도록 크립시험기에 고성능 컴퓨터를 부착하였다. 크립실험완료 직후 전위구조관찰시 전위구조의 변화를 방지하기 위하여 시편을 그 상태의 하중하에서 압축공기로 급냉을 하였다. 투과전자현미경 시편을 위하여  $\text{CH}_3\text{OH} : \text{HNO}_3$ 를 3 : 1로 혼합한 후에 전압 14V와 온도를  $-33^\circ\text{C}$ 로 유지한 Tenupol(덴마크제품의 상품명) 장치를 사용하였으며, 전위구조는 JEOL 200 CX 투과전자현미경에서 160KeV로 관찰하였다. 전위밀도관찰은 실제로 재료의 변형이 시편전체에 걸쳐 균질하게 발생하지 않으므로, 여러부위의 시편으로부터 전자현미경시편을 제작하여 전위구조를 동일배율(22,000배)로 무작위로 관찰하였으며, 자유전위밀도( $\rho$ )의 측정은 전위선의 양끝을 개개의 점으로 간주하여  $\rho = kN^2/A$ 의 식으로 구하였다. 여기서,  $K=2$ (전위구조가 위치에 무관하게 거의 균질한 고용강화재료인 경우),  $N$ 은 전위선의 끝점수,  $V$ 는 사진의 배율 및  $A$ 는 사진의 면적이다. 일반적으로 전위선 하나는 대개 두점으로 간주한다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 결과

3.1.1 크립

본 실험에서 수행한 일부의 결과를 Fig. 5와 6에 나타내었다. 즉, Fig. 5는  $\epsilon=0.03$ 의 변형구간에서 28.59MPa로부터 0.2MPa로 응력을 감소한 직후의 변형율( $\epsilon$ )변화를 고속으로 기록한 결과이다. Fig. 5에 의하면 응력감소 직후 약 1.2초내에 탄성수축( $\Delta\epsilon_{el}$ )을 나타내며, 약 4초 후에는 역변형이 최대에 이른다. 이때 573K에서의 탄성율( $E=\Delta\sigma/\Delta\epsilon$ )은 52.5GPa로 알려져 있으나, 본 실험의 결과는  $\Delta\epsilon_{el}=6.25 \times 10^{-4}$ ( $E=44.7\text{GPa}$ )이며, 시편의 변형구간과 시편홀더 사이에 위치한 R=2mm의 가공영역에

의한 약 12%의 추가 변형율을 고려하면, 이 값은 모두 탄성수축에 의한 변형이라고 할 수 있다. Fig. 6의 (a)와 (b)는 Fig. 5에서와 마찬가지로 각각 28.9→14.4MPa와 29.8→10.0MPa로 응력감소시험을 수행한 결과이다. 여기서  $\Delta\epsilon_{el}$ 은 각각  $2.9 \times 10^{-4}$ 와  $4.2 \times 10^{-4}$ 로서 탄성율은 각각 50.0GPa과 44.8GPa을 나타내므로 이 변형도 시편의 구조를 고려할 때, 탄성수축임을 알 수 있다. 그러므로 본 연구에서는 Mills등<sup>3,4)</sup>이 보고한 나사전위의 급격한 수축에 의한 Fig. 3의  $\Delta\epsilon_{an}$ 와 같은 급격한 의탄성수축이 발생하지 않음을 알 수 있다.

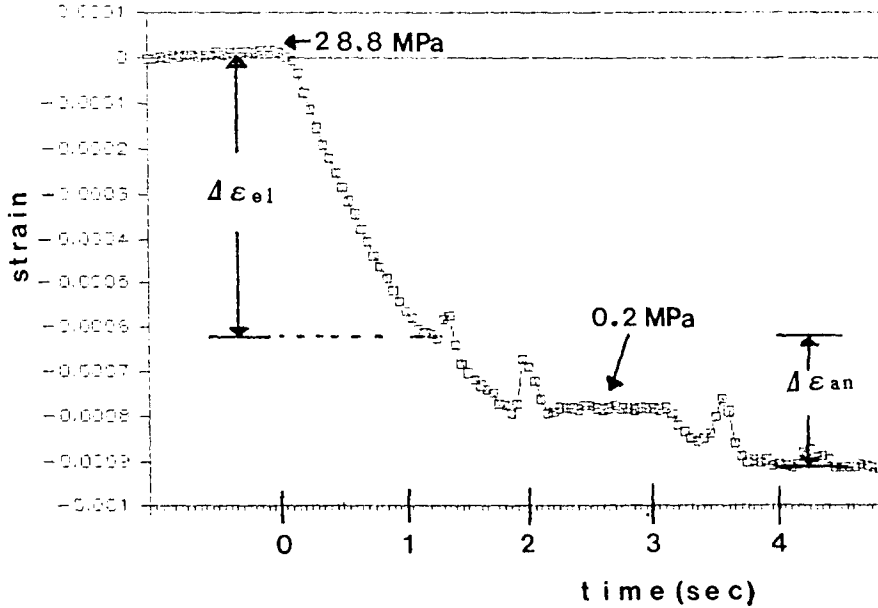


Fig. 5. Original creep curve during stress reduction test from 28.8MPa to 0.2MPa

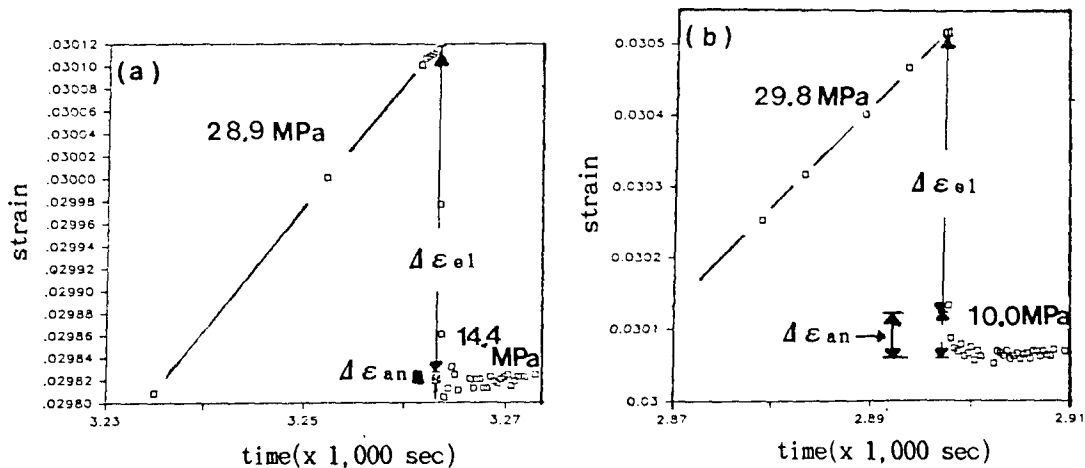


Fig. 6. Original creep curve during stress reduction test from (a) 28.8MPa to 14.4MPa and (b) 29.8MPa to 10.0MPa

3.1.2 전위밀도

Mills등<sup>3-5)</sup>에 의하면 크립변형 중인 시편에 비교적 큰 응력을 감소하면, 전위환의 나사전

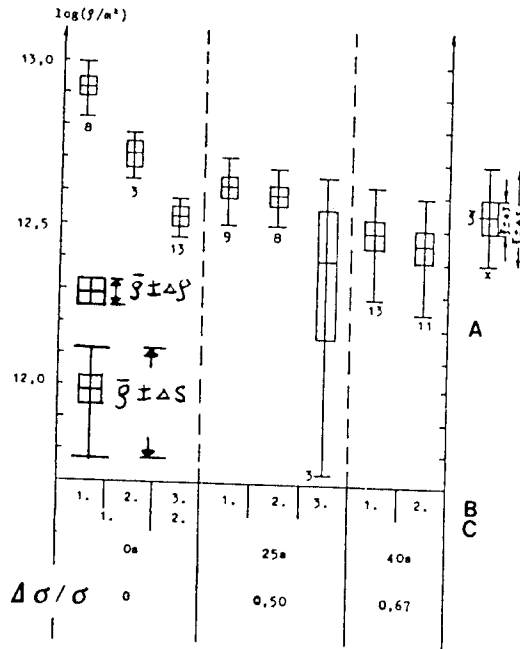


Fig. 7. Experimental result of dislocation density to stress reduction ratio with holding time by  $\sigma_2$  : A, B and C are numbers of photos, grains and specimens respectively counted for the measurement of  $\rho$

위가 급격히 수축이 되므로 전위밀도가 뚜렷이 감소를 하여야 한다. 그러나 본 연구에서 구한 응력감소 전과 후의 전위밀도를 Fig. 7에 나타내어 비교하면, 뚜렷한 전위밀도의 차이를 발견할 수 없었다. 즉, Fig. 7은 응력감소 직전( $\Delta\sigma/\sigma=0, 0\text{sec}$ )과 14.4MPa로 응력을 감소한 뒤 25초를 기다렸을 때의 전위밀도( $\Delta\sigma/\sigma=0.50, 25\text{sec}$ )와 10MPa로 응력을 감소시킨 후 40초를 기다렸을 때의 전위밀도( $\Delta\sigma/\sigma=0.67, 40\text{sec}$ )들을 상호 비교하기 위하여 도표로 나타내었다. 여기서 25초와 40초는 각각 응력감소 후, 감소된 응력의 정상상태 변형속도와 전위밀도에 충분히 도달한 시간으로서, 전위밀도는 모두 응력감소전보다 약 50% 이상 감소할 것으로 예상이 되었다. 그러나, 본 연구결과에 의하면(Fig. 7 참고), 응력감소직전의 전위밀도( $\rho$ )는 약  $5.0 \times 10^{12}/m^2$ 이므로  $\log\rho=12.7$ 이고 15MPa로 응력감소후 전위밀도는 거의 반감하여야 하나 약  $4.0 \times 10^{12}/m^2$  ( $\log\rho=12.6$ )이었다. 또한 10MPa로 응력을 감소할 때에 전위밀도는 60% 이상 회복되어야 하나 측정된 값은 약  $3.2 \times 10^{12}/m^2$  ( $\log\rho=12.5$ )였다. Fig. 8(a)는 응력감소하기 직전에 573K, 30MPa에서  $\epsilon=0.03$ 크립변형한 시편의 대표적인 전위구조로서 전위밀도는 약  $5 \times 10^{12}/m^2$

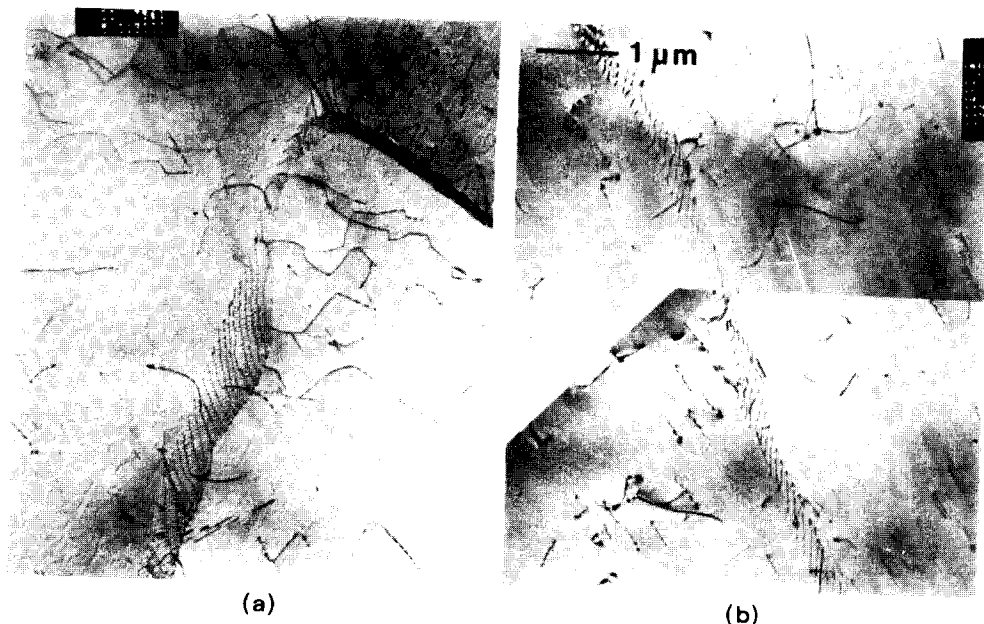


Fig. 8. Typical dislocation structure (a) before and (b) after unloading to 0.2MPa. The specimen has been crept to  $\epsilon=0.03$  under 30MPa and 573K

이다. 특히, Fig. 8(b)는 Fig. 8(a)의 변형직후, Fig. 5에서와 같이 응력감소를 0.2MPa로 하여 40초간 유지를 하였으나, 전위밀도는 약  $4 \times 10^{12}$ 을 나타내기 때문에 Mills등<sup>3-5)</sup>의 이론과는 전혀 일치하지 않고, Orlova<sup>2)</sup>등과의 결과와는 잘 일치하였다. 즉, Mills등<sup>3-5)</sup>에 의하면 30MPa→0.2MPa로 응력감소를 하여 약 40초간 유지할 경우, 전위밀도는 30MPa에서 보다 50% 이상 감소하여야 하나 본 연구결과에서는 전위밀도가 거의 변화하지 않았다. 이때 Fig. 8(a)가 Fig. 8(b)보다 전위밀도가 높아보이는 이유는 관찰한 시편이 보다 두껍기 때문에 비교적 크고 긴 전위를 관찰할 수 있기 때문이나, 실제로 전위밀도의 차이는 거의 없다.

### 3.1.3 전위구조

전위환의 전위구조를 분석하기 위하여 573K의 30MPa에서 3% 크릴변형한 경우 전위환을 구하기 힘들었다. 그 이유는 Class I재

료에서 응력을 가한후 전위밀도는 급격히 증가를 하므로<sup>7)</sup>, 전위가 single slip을 할 수 있는 변형구간이 매우 짧을 것으로 사료된다. 따라서 573K의 30MPa에서 1%만 크릴변형을 한 결과 Fig. 9와 같은 전위환과 성장중인 전위환구조를 얻을 수 있었다. Fig. 9(a), (b)와 (c)는 모두 동일한 위치의 전위구조로서 다만 시편에 대한 전자빔의 입사방향을 [011]로 하여, 각각  $g(002)$ ,  $g(1\bar{1}\bar{1})$  및  $g(1\bar{1}\bar{1})$ 로 하여 전위구조를 분석하였다. 그 결과 Fig. 9에서 화살표로 표시한 바와 같이, 곡선으로 연결된 채 평행을 이루는 전위는 Orlova등<sup>2)</sup>이 주장한 칼날전위도 아니었으며, Mills등<sup>3-5)</sup>이 주장한 거의 칼날전위도 아니었고, Burgers vector,  $b[110]$ 을 가지고, 일련의 곡선으로 구성된 나선전위였다. 이렇게 일치할 하지 않는 각 이론들과 실험들과에 대하여 3.2장에 요약하였다.

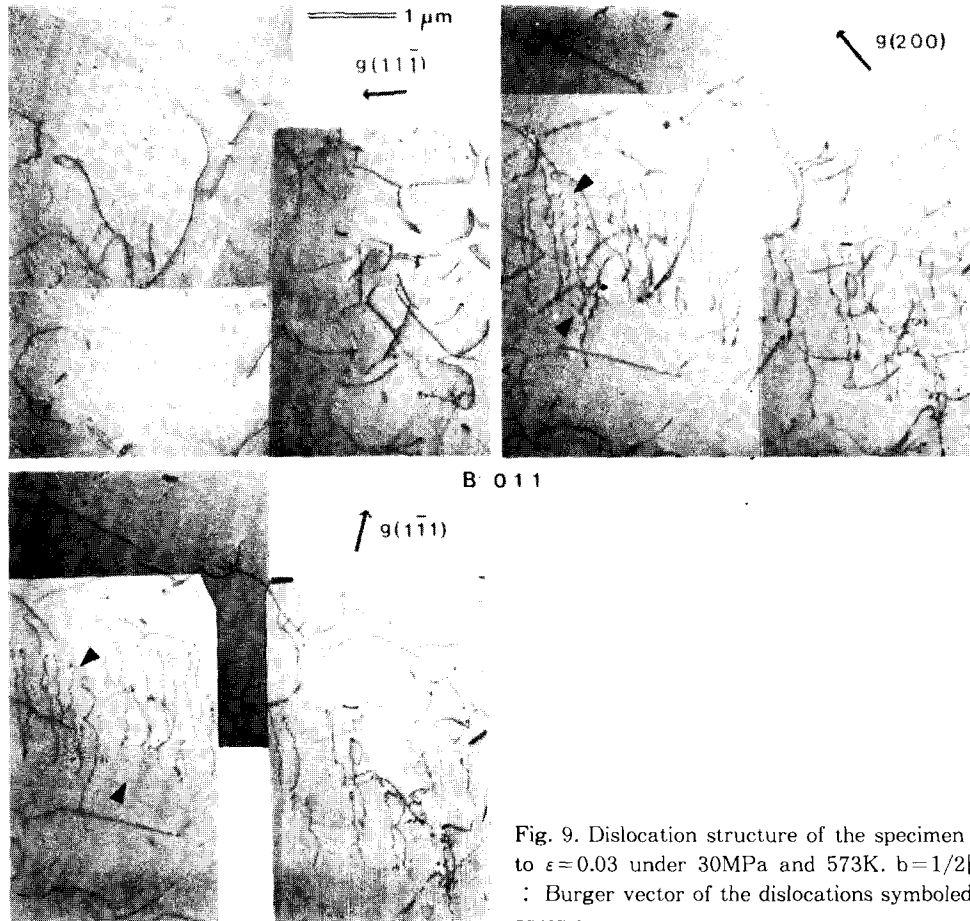


Fig. 9. Dislocation structure of the specimen crept to  $\epsilon=0.03$  under 30MPa and 573K.  $b=1/2[110]$  : Burger vector of the dislocations symbolled with arrows.

### 3.2 고찰

응력감소실험에서 Mills등<sup>3~5)</sup>이 주장한 탄성수축구간에서의 급격한 의탄성 수축구간을 발견하지 못하였고, 다만 탄성수축만 발견이 되었다. 이는 Mills등의 실험방법등의 모순에 의해 측정이 된 의탄성수축으로 사료된다. 본 연구에서는 급격한 응력감소를 하였음에도 불구하고 밀도의 감소는 20%이하였다. 이러한 결과는 단지 전위밀도상으로 비교할 때 Orlova등<sup>2)</sup>의 결과와 비교적 잘 일치할 하나 Mills등<sup>3~4)</sup>과의 결과와는 일치하지 않는다. 응력감소시 전위환의 나사전위의 빠른 수축으로 발생한다는 Mills등<sup>3~5)</sup>이 주장하는 Fig. 3의 급격한  $\Delta\epsilon_m$ 는 본실험에서는 관찰되지 않았다. 이는 Mills등이 변형율을 측정할 때, 시편의 구조나 변형율을 측정하는 등의 실험수행방법의 모순으로 사료가 된다. Orlova등이 주장하는 전위환모델은 변형량이  $\epsilon > 0.20$ 에서의 전위구조를 토대로 하였다. 이 때문에 전위들은 비록 전위환을 유지하지만, 이 전위환은 동일한 슬립(slip)면과 버거스 벡터(Burgers vector),  $b$ 를 유지하는 것이 아니라, 교차슬립(cross slip)등에 의해 3차원적으로 유지된 전위환으로 사료된다. Mills등<sup>3~5)</sup>이 주장하는 전위환모델은 물론 새로이 생성이 된 같은  $b$ 를 갖는 전위환인 경우에는 발생한다. 즉, 발생한 전위환이 오직 동일한 슬립면 위에서 방해를 받지 않고 성장할 때는 가능하다. 그러나 실제로 전위가 발생을 하면 전위운동은 전위밀도 상승과 상호운동작용에 의해 방해를 받는 것이 당연하기 때문에 크립변형을 일반적으로 설명하기에는 너무 제한적인 전위환모델이다. 때문에 Mills등<sup>5)</sup>은 실험적인 전위구조의 증명을 위하여 매우 낮은 변형율  $\epsilon < 0.01$ 이나 비교적 높은 응력( $\sigma > 50\text{MPa}$ <sup>5)</sup>)에서 전위구조를 관찰하였다. 즉, 이 구간은 시편의 전위밀도가 초기에 매우 낮을 때, 변형초기구간으로 전위의 1차(single)슬립이 지배하거나, 응력이 높을 때, 새로운 전위환의 생성이 용이하기 때문에, Mills등<sup>3)</sup>이 주장하는 타원형의 전위환이 발견이 되나, 변형이 조금만 더 진행이 되어도, 전위밀도의 급속한 증가로 변형은 전위운동의 다차(Multiple) slip에 지배가 되므로 이 이론은 더 이상 적용이 되지 않는다.

본 연구에서 관찰된 Fig. 9에서 화살표로

표시한 일련의 곡선으로 평행선을 이루며 거의 직선을 유지하는 전위환들은 Fig. 2에서 Mills등이 제시한 전위환 모델과 유사하였으므로, 칼날전위로 추정이 하였다. 그러나, 이들은  $b[110]$ 를 같은 나사전위로 판명이 되었다. 때문에 다음과 같이 설명을 할 수 있다. 나사전위의 운동은 일반적으로 고용체에서 저항을 거의 받지 않으므로 직선을 이루어야 하나, 나사전위들이 동일 slip면에서 열을 이루며 연속적으로 발달하여 갈 때, 뒤를 따라가는 나사전위는 앞서가는 전위에 의해 방해를 받을 경우, 평행선을 이루며 운동중에 있는 일련의 나사전위들은 상호척력을 발생하여 곡선을 유지하는 것으로 추측이 된다. 즉, 뒤따라가는 나사전위는 Mg등의 고용합금에 저항을 받지 않으나, 앞서 가는 나사전위의 운동이 용이하지 않으면, 뒤따르는 전위들은 운동하는 데에 자연적으로 척력이 발생하여 전위 이동이 방해를 받게 된다고 사료된다.

### 4. 결론

본 연구에서는 크립시험의 조건은 유사하나, 전위환모델과 전위구조의 설명이 상반된 Orlova등<sup>2)</sup>과 Mills등<sup>3~5)</sup>의 주장을 확인하기 위하여, 이들과 동일하게 Al-5.5at.% Mg으로 573K에서 크립시험과 응력감소시험을 하고 전위구조를 관찰하였다.

1. Mills등의 이론은 30MPa보다 높은 응력의 변형 초기( $\epsilon < 0.01$ )에 잘 일치할 것으로 예상이 되고, Orlova등의 이론은 비교적 높은 변형율( $\epsilon > 0.20$ )에서만 잘 일치할 하므로 크립기구를 규명하기 위하여 이들 전위환 모델을 사용하는 데에 많은 유의가 필요함을 알 수 있었다.

2. 응력감소시험에서 급격한 의탄성수축이 발생하지 않았으며, 단지 뚜렷한 탄성수축과 의탄성수축이 관찰되었다. 이때 관찰된 탄성수축율은 이론치와 거의 일치하였으며, 의탄성수축은 전위에 의한 느린 속도의 역운동이었음을 알 수 있었다.

3. 응력감소시험에서  $\sigma_2/\sigma_1$ 을 약 0.5, 0.33 및 0으로 하였으나 전위밀도는 모두 20% 미만으로 감소하므로 전위밀도의 변화는 크지 않았다. 따라서 나사전위의 운동이 크립속도를 지배하는 인자가 아님을 알 수 있었다.

4. 응력을 급격히 감소( $\Delta\sigma/\sigma=0.5-1.0$ )를 하였음에도 불구하고 본 연구에서는 40초내에 전위밀도의 변화는 약 20%미만이였다. 이 결과는 Orlova등<sup>2)</sup>의 결과와 잘 일치한다. 그러나 50% 이상의 전위밀도감소를 주장하는 Mills등<sup>3,5)</sup>의 결과와는 잘 일치하지 않는다.

5. 본 연구에서 관찰이 된 전위환구조(Fig. 9)에서 곡선이 심한 부위는 b[110]를 갖는 나사전위였으며, 이는 나사전위가 동일 slip면에서 연속적으로 성장할 때, 뒤따라가는 전위는 앞서가는 전위에 방해받기 때문에 발생한 것으로 사료된다.

#### 참 고 문 헌

1. O.D. Sherby and P.M. Burke, Prog, Mat. Sci., 13, 325 (1967)
2. A. Orlova and J. Cadek, Mat. Sce. & Engg., 38, 139-144 (1979)
3. M.J. Mills, J.C. Gibeling and W.D. Nix, Acta Met., 33, 1502-1514 (1985)
4. M.J. Mills, J.C. Gibeling and W.D. Nix, Acta Met., 34, 915-925 (1986)
5. M.J. Mills and W.D. Nix, in Creep & Fracture of Engg. Mat. & Structures, Proc., of the 3rd Int. Conf., Swansea, 5th-10th April, 1985
6. S. Takeuchi and A. . Argon, Acta Met., 24, 883 (1976)
7. E. Weckert and W. Blum. in Creep Behavior of Crystalline Solids, p33-82, ed. B. Wilshire and R.W. Evans, Pineridge Press, Swansea, 1985