

## 論 文

고온에서 미세입자를 가진 석출경화형 Al-0.55 wt% Zr 합금의  
Threshold 응력과 전위/입자의 상호 작용에 관한 연구

金炳日·中島英治\*

순천대학교 공과대학 금속공학과

\*구주대학 대학원 총합이공학연구과 재료개발공학전공

Dislocation/Particles Interaction and Threshold Stress in Precipitation-Hardened  
Al-0.55 wt% Zr Alloy with Fine Particles at High-Temperature

Byung I Kim and Hideharu Nakashima\*

Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, Sunchon National University

\*Department of Materials Science and Technology, Graduate School of Engineering Science, Kyushu University

## ABSTRACT

An experimental study of the constitutive response of precipitation-strengthened Al-0.55wt% Zr alloy, which consists of an Al matrix precipitation-strengthened by coherent particles,  $\beta'$  ( $Al_3Zr$ ) with  $L1_2$  structure has been performed. The deformation response of the materials has been examined by stress relaxation test at 573K, 623K and 673K.

It was found that there exist the threshold stress during stress relaxation and threshold stress results from the presence of  $\beta'$  ( $Al_3Zr$ ) particles. The ratio of threshold stress and Orowan stress decreased gradually with increasing temperature.

The resistance to climb-pass of particles was independent of particles size for a fixed volume fraction although the threshold for bowing and particles cutting are sensitive to the particles dimensions.

The smaller particles cutted by dislocations. This behavior of dislocations in this alloy was explained in terms of the small value antiphase boundary energy. The dislocation networks were more extensive in specimens subjected to stress relaxation and there were numerous areas that have a high density of jogged dislocation.

This experiment results indicate that the rate controlling stress relaxation process is the climb of edge dislocation over particles.

## 1. 서 론

분산강화합금은 크리프 조건하에서 유동응력과 변형속도가 독특한 관계, 즉 어느 응력하에서 변형이 진행되

지 않는 거동, 이른바 threshold 응력을 나타낸다. 이 거동은 단결정인 경우나 다결정의 결정 형상비(grain aspect ration)가 큰 경우에도 나타나며, threshold 응력은 산화물 분산강화 합금에서 뿐만아니라<sup>1-5)</sup> 석출경화형

합금에서도 나타난다고 보고되어 있다<sup>6-10)</sup>. Threshold 응력은 일정 온도일 때 확산계수와 Young 계수로 규격화한 변형속도-응력곡선에서 높은 응력지수를 나타낸다. Threshold 응력은 전위가 고착입자(pining particle)를 탈출하는데 필요한 응력이며, 다음 기구중 하나에 의하여 나타난다<sup>11)</sup>. 즉, 1) 정합입자의 활주전위의 전단이나 비정합입자의 파괴에 의한 입자전단(particle shearing)과 2) 전위가 부가응력을 받았을 때 입자주위에 루프를 남기는 입자사이의 굽힘(Orowan bowing), 3) 입자를 통과하기 위하여 전위가 확산과정으로 입자를 넘어가는 상승과정(particles climbing), 4) 계면슬립과 체적확산에 의한 전위응력장의 완화로 전위/입자의 상호작용이 인력형 작용(particles dragging)에 의하여 나타난다. 1)과 2)의 과정은 비 활성화과정이므로 온도의 영향이 적으나 3)과 4)의 과정은 열적 활성화과정이므로 1)과 2)보다 늦게 진행된다. 한편, Orowan 루프는 입계 입자크기에서 자기응력(self stress)에 기인하는 전위에 대한 힘과 A.P.B(antiphase boundary)에너지와 균형을 이룰때 만들어지나<sup>9,12)</sup>, 본 시료의 석출입자 크기의 분포가 넓기 때문에 입계크기 이하의 입자는 전위에 의하여 전단되어 있다. 필자는 전보<sup>10)</sup>에서 본 연구와 동일 합금으로 입자크기가 3배 정도 큰 입자를 갖는 시료에 대하여 전위와 입자의 상호작용을 관찰하고 명료한 threshold 응력이 나타남을 알 수 있었으며, threshold 응력과 Orowan 응력의 비( $\sigma_{th}/\sigma_{or}$ )도 3배 이상됨을 알았다.

본 연구에서는 석출경화형 합금의 하나인 Al-Zr 합금에 대하여 입자크기의 분포로부터 평균입자간격을 평가하고 변형조직의 투과전자현미경 관찰로 전위와 입자의 상호작용의 성격을 조사하여 다결정 Al-Zr 합금의 변형거동에 따른 threshold 응력, 전위조직, A.P.B 에너지에 따른 전위/입자의 상호작용을 연구하고자 한다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 시편편

시편은 모합금인 Al-5wt% Zr 과 고순도 Al(99.99%) 잉곳트를 Ar 가스 분위기에서 용해했다. 용해한 합금의 조성은 Al-0.55wt% Zr 이다. 과포화 고용체를 형성시키기 위하여 0°C 분위기의 수냉 동형 잉곳트 몰드(3mm × 40mm × 150mm)에서 chill cast 하였다. 이것을 압연율 30%로 냉간압연하여 평형부 길이가 12mm, 단면적

이 4mm<sup>2</sup>의 판상시험편으로 성형한 뒤 673K에서 240시간 동안 시효처리하였다. 본 실험에서는 미세입자와 전위와의 상호작용을 관찰하기 위하여 전보<sup>10)</sup>에서와 같이 입자 조대화를 위한 2단 시효처리는 실시하지 않았다. 본 합금의 조성에서 석출입자는 Al-Zr 상태도에서 Al<sub>3</sub>Zr임을 알 수 있었으며, 화학분석에 의하여 구해진 Zr이 모두 Al<sub>3</sub>Zr로 석출한다면 입자의 체적분율은 0.68%이다.

투과 전자현미경 관찰용 박판은 20% 과염소산 + 10% 에칠그리콜 + 70% 메칠알콜의 전해액과 전해조 건, 0°C, 8V으로 제조하였다.

### 2.2. 입자의 분산도 및 Orowan 응력

Photo 1은 본 합금을 673K, 240시간 동안 시효처리한 후의 입자의 분산상태를 표시하는 투과전자현미경 사진이다. 구상으로 관찰되는 입자는 L1<sub>2</sub>형 규칙구조를 갖는 Al<sub>3</sub>Zr 상이나 입자의 분포도는 균일하지 않다. 그 이유는 Al-Zr 합금은 응고온도 구역이 넓기 때문에 chill cast 하여도 균일한 조직을 얻기 어렵기 때문이다.

Orowan 응력의 평가는 Scattergood 와 Bacon 식<sup>13)</sup>을 수정하여

$$\sigma_{or}/E = AMB/4\pi(1 + \nu)\lambda \cdot [\ln(D/r_0) + B] \dots (1)$$

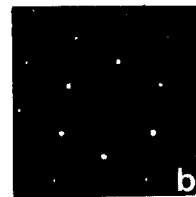
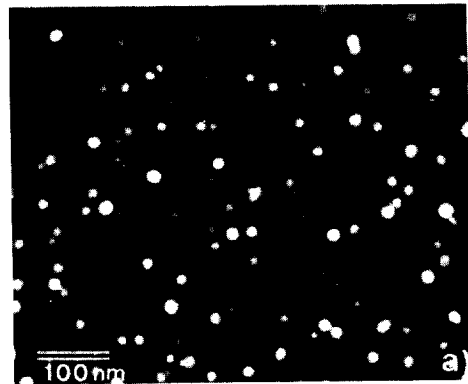


Photo 1. 110 dark field micrographs showing Al<sub>3</sub>Zr precipitated after aging (a) 673K, 240hr (b) diffraction pattern from 110 matrix.

여기서 A와 B는 각각 나선전위의 경우  $A = 1/(1 - \nu)$ ,  $B = 0.6$ 이며 칼날전위는  $A = 1$ ,  $B = 0.7$ , D는 2r과  $1.25l_s$  조화평균이며,  $r_s$ 는 전위 심의 내부반경으로 b와 3b를 사용하였다. b는 버커스 벡터의 크기( $= 2.86 \times 10^{-10}m$ ),  $\nu$ 는 프와송 비(0.34)<sup>15)</sup>, M은 Taylor 인자(3.06)<sup>16)</sup>, Young 계수 E는  $E = 2(1 + \nu)G$ 를 이용하였다. 입자의 체적분율을 f로 나타내고, 입자반경을 r라 하면 입자 평균중심간 거리,  $l_s$ 는

$$l_s = (2\pi/3f \cdot r^3/r)^{1/2} \dots\dots\dots (2)$$

슬립면상에서 평균입자간 거리,  $\lambda$ 는 식(2)를 이용하여 다음과 같이 구할 수 있다.

$$\lambda = 1.25l_s - 2r \dots\dots\dots (3)$$

여기서 1.25는 무질서 분포한 입자를 전위가 통과할때의 계수이며<sup>14)</sup>,  $r = 10.9nm$ 이다. 따라서 슬립면상의 입자의 평균 입자반경,  $r_s$ 는

$$r_s = \pi/4 \cdot r^2/r \dots\dots\dots (4)$$

식(2)에  $f = 0.0068$ 를 대입하고 식(4)에 의하여 얻어진  $r_s$ 는 8.64nm이다.

Table 1은 위식들에 의하여 구해진 분산 파라메타를 나타낸다.

2.3. 응력완화시험

응력완화시험은 573K, 623K, 673K에서 실시하였으며, 시험편의 가열은 3단 저항가열로를 이용하였고, 온도조절은 P.I.D 방식으로 조절하였다. 길보기 변형속도를  $1.39 \times 10^{-4}s^{-1}$ 로 하여 하중을 부가한 후 cross head를 정지시켰다. 완화중의 순간 변형속도는

$$\dot{\epsilon} = -\dot{\sigma}/K \dots\dots\dots (5)$$

여기서  $\sigma$ 는 응력완화속도, K는 조합 탄성계수이다. 시험온도에서 조합 탄성계수 K는 다음과 같이 계산된다.

$$1/K = 1/E + S/lkm \dots\dots\dots (6)$$

S와 l는 각각 시편의 단면적과 시편의 길이이며, km는 시험기의 온도영향 탄성상수이다.

Table 1. Dispersion Parameter in Al-0.55wt% Zr alloy.

r	$r_s$	$r^2/r$	$r^3/r$	$l_s$	$\lambda$	D	f(%)
10.9	8.64	11	$1.27 \times 10^{-2}$	198	239	16.1	0.68

3. 실험결과

3.1. 변형전의 조직관찰

Photo 2는 완화 크리프 이전의 전위조직이며, 미세한 전위망(network)로 되어 있는 전위하부조직이 관찰되

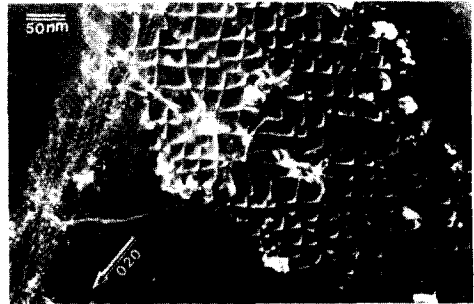


Photo 2. Typical dislocation structure after aging in Al-0.55wt% Zr alloy not subjected to stress relaxation.

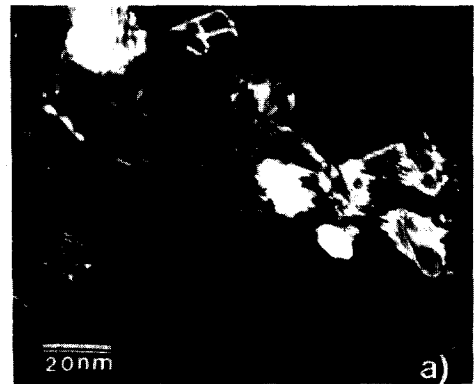


Photo 3. Stress relaxation curves at 573K~673K in Al-0.55wt%Zr alloy not subjected to stress relaxation.

며, 이것은 어닐링도중에 형성된 것으로 사료된다. 또한 전위망사이에는 무 전위영역이 관찰된다.

3.2. 응력완화곡선

Photo 3은 573K, 623K, 673K 온도범위에서 얻어진 대수( $\sigma/E$ ) - 시간( $t$ ) 응력완화곡선이다. 시간  $t=0$ 에서 시간이 경과함에 따라서 응력 완화가 정지될 때까지 제1기 완화크리프에서 제2기 완화크리프로 진행한다. 1기 완화크리프 속도가 큰 이유는 높은 부하응력으로 입자가 없는 영역과 결정립의 변위에 의한 영향으로 사료되며, 전보<sup>10)</sup>에서 보고한 결과 보다 완화 저항응력은 크지 않다. 이러한 이유는 전보에서 발표한 입자보다 본 합금의 입자크기가 작기 때문에 고온에서 입자를 피해가기 위하여 전위 팽창에 필요한 여분의 응력이 보다 작기 때문이다.

3.3. 완화크리프 속도의 응력 및 온도의존성

Fig.1은 완화크리프 속도의 응력 의존성을 나타낸다. 완화크리프속도를 유동응력에 대하여  $\log \sigma/E - \log \dot{\epsilon}$  ( $= -\sigma/K$ )로 도시하였으며, 대수 완화속도와 대수응력과의 곡선의 기울기는 유동응력의존성이 크다. 특히 낮은 온도에서 직선의 기울기, 즉 응력지수는 크며, 일정 응력에서 완화크리프 속도에 대한 거절보기 활성화에너지는 온도에 따른 완화 크리프속도의 변화로 측정할 수 있다. Fig.2는 573K, 623K, 673K 범위의 일정응력  $\sigma/E = 4.07 \times 10^{-4}$ 에서  $\dot{\epsilon}$ 를 arreheniusplot로 나타낸 것이다.  $\log \dot{\epsilon}$ 와  $1/T$ 는 양호한 직선 관계가 성립하고, 이 직선의 구배로부터 구한 절보기 활성화에너지는 97 kJ/mol이며, 이 값은 순 Al의 고온 크리프에서 알려진 자기 확산 활성화에너지 135kJ/mol<sup>11)</sup>보다 작고, 파이프 확산에너지 90kJ/mol<sup>12)</sup>값과 거의 비슷하다.

Fig.1의 응력지수가 순 금속에서 나타나는 4보다 큰

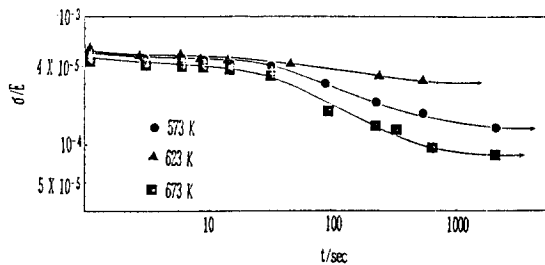


Fig.1. Double logarithmic of stress dependence of relaxation creep at various temperature in Al-0.55wt% Zr alloy.

이유는 pipe 확산의 결과이다. 따라서 Fig.1을  $\log \dot{\epsilon}/D_p$  vs  $\log(\sigma/E)$ 로써 규격화 할 수 있으며,  $D_p$ 는 파이프 확산계수이며 E는 온도에 따른 Young 계수이다. Fig.

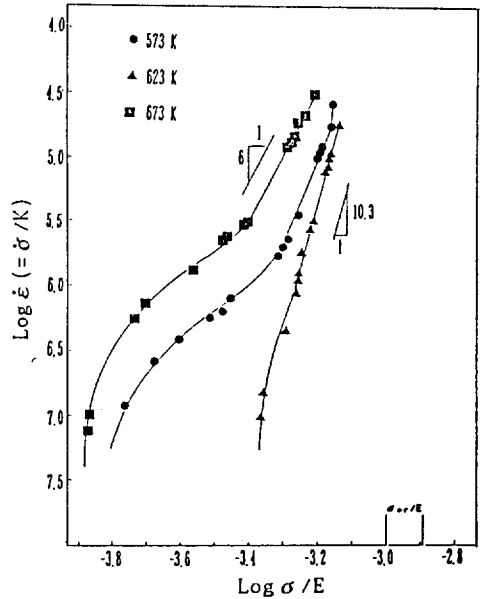


Fig.2. Arrhenius plot of the relaxation creep rate at constant stress of  $\sigma/E = 4.07 \times 10^{-4}$  in Al-0.55wt% Zr alloy.

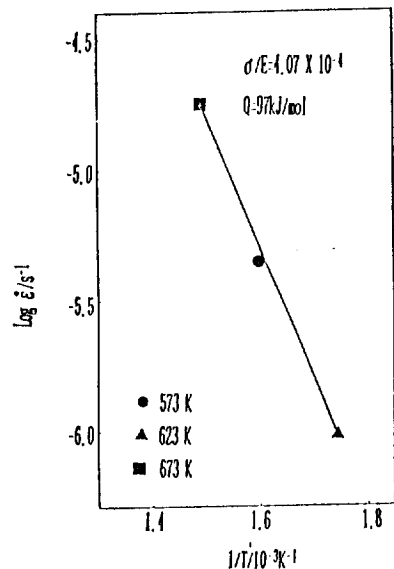


Fig.3. Stress dependence of the relaxation creep rate compensated by the pipe diffusion coefficient,  $D_p$  of pure Al in Al-0.55wt% Zr alloy.

3은 파이프 확산계수  $D_p(D_p = D_0 \exp(-O_p/RT))$ ,  $D_0 = 1.75 \times 10^{-6}$ ,  $O_p = 90\text{kJ/mol}$ 와 Young 계수로 규격화한 완화 크리프속도와 유동응력의 관계를 나타낸다. 각 온도에서의 완화 크리프는 파이프 확산계수로 규격화했을 때 고응력영역에서 하나의 곡선으로 얻어짐을 알 수 있으며, 이것은 파이프 확산에 의하여 완화 크리프가 진행되는 것으로 생각된다. Fig.3에서 횡축에 화살표로 표시한 threshold 응력은 전보<sup>10)</sup>에서 발표한 입자반경 39nm인 경우의 입자크기가 큰 경우에도 threshold 응력의 값은 거의 일치한다. 그러나  $\sigma_{th}/\sigma_{or}$ 는 입자가 큰 경우가 크다.

3.4. 변형후 전위조직

Fig.4는 완화크리프 후 전위조직을 나타낸다. 미세한 전위망이 발달되어 있으며, 고밀도의 조그 전위로 되어 있다. 또한 보다 작은 입자는 기지 전위(matrix dislocation)에 의하여 전단되어 있다. 그러나 보다 큰 입자인 경우 나선전위는 교차슬립에 의하여 입자를 쉽게 피해갈 수 있으며, 상승(climb)과정은 상승조그를 가진 칼날전위로 진행한다. Fig.4에서 화살표는 조그와 상승한 전위를 나타낸다. 이때의 전위 상승은 입자사이를 피해가기 위하여 돌아서 이동하기에 필요한 응력보다 낮을때 일어나며, Orowan 기구에 의하여 pinch off

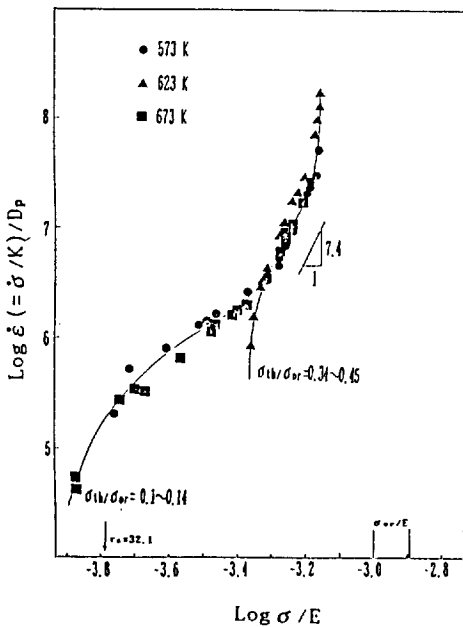


Fig.4. Dislocation structures of specimen subjected to stress relaxation (a) 623K (b) 673K.

하는데 필요한 응력보다 부하 크리프 응력이 낮을때 일어난다<sup>18)</sup>. 그 결과 고 응력에서는 threshold 응력이 Orowan 응력의 0.3-0.4배이다.

3.5. A.P.B에너지

규칙정합 석출물에 의한 강화는 규칙석출물이 기지(matrix) 전위에 의하여 전단될 때 나타나며, A.P.B(antiphase boundary)는 석출상의 슬립면에 만들어진다. 이 A.P.B에너지는 석출입자를 통과할 때 전위 단위길이당 반발력이다. A.P.B에너지에 대한 연구는 지금까지 많은 연구가 행하여졌으나, 최근 古川<sup>19)</sup>등이 석출입자에 작용하는 전위의 선장력과 입자를 통과하는데 필요한 응력의 평형을 고려하여 석출입자의 A.P.B 에너지를 계산하였다.

나선전위인 경우

$$\gamma = \beta_c / (1 - \nu)^{1/2} [\ln(d/r) + 0.6] / \ln(1_s/r) \cdot \gamma_0 \quad (7)$$

칼날전위인 경우

$$\gamma = \beta_c / (1 - \nu)^{1/2} [\ln(d/r) + 0.7] / \ln(1_s/r) \cdot \gamma_0 \quad (8)$$

여기서  $\beta_c$ 는 무차원의 석출물강도<sup>20,21)</sup>이며,  $\gamma_0$ 는 전위의 자기 상호작용을 고려하지 않을 때의 석출입자의 APB 에너지이며,  $\gamma_0 = 2T/2r_s$ 이다. 식(7), (8)에 Table 1의 분산 파라메타를 대입하여 A.P.B 에너지를 계산하면 본 합금의  $Al_3Zr$  입자의 A.P.B 에너지는 古川<sup>19)</sup>, Gayle와 Vandersande<sup>22)</sup>등이 보고한  $300-447\text{mJm}^{-2}$ 보다 작은  $50-80\text{mJm}^{-2}$ 가 된다. 古川등은 높은 A.P.B 에너지 때문에 전위가 입자를 전달 할 수 없다고 하였으나, 본 연구에서의 A.P.B 에너지는 Al-Li 합금에서  $\delta'$  상의 보고된  $53-195\text{mJm}^{-2}$  범위내에 있다. 따라서 본 합금의 입자의 경우는 A.P.B 에너지가 작기 때문에 평균 입자반경보다 작은 입자는 전위에 의하여 전단되며, 평균 입자반경보다 큰 입자는 Orowan bypass로 통과할 것으로 사료된다.

4. 고찰

4.1. Threshold 응력

석출경화 합금의 크리프는 높은 응력영역에서 크리프 속도의 고 응력민감성, 즉 고 응력지수를 나타내며, 낮은 응력영역에서  $\text{Log } \dot{\epsilon} / \text{Log } \sigma = 4$ 의 응력지수를 나타내는 특징이 있다. 이때 입자가 전위에 의하여 절단되는 절단기구(cutting mechanism)인 경우나 전위가 입자

주위에 루프를 만드는 Orowan mechanism 인 경우에도 응력영역에서는 power law,  $\dot{\epsilon} \propto (\sigma/E)^n$  관계가 성립하며, 여기서 n는 7.4이다. 이 값은 지금까지 보고된 분산강화합금의 고온 크리프의 응력지수와 거의 일치한다. 따라서 Al-Al<sub>3</sub>Zr 합금의 크리프는

$$\dot{\epsilon} = B/T \cdot \sigma^n \exp - (Q/RT) \dots\dots\dots (9)$$

로 나타내진다. 여기서 B는 재료상수이며, n는 본 실험의 데이터이고, Q는 90kJ/mol이다. 본 합금의 응력지수 7은 순수한 다결정 재료에서 얻어지는 응력지수 3-5보다 크다. 이것은 내부응력의 개념으로 설명할 수 있으며, 안정하고 전위 하부조직을 만드는 입자의 영향이다. 또한 응력지수는 변형속도의 민감도가  $\dot{\epsilon} \propto \sigma^n$ 로 표시될 때 변형이 증가함에 따라서 내부응력이 증가하기 때문에 증가한다.

Photo 3과 Fig.1에서 완화크리프가 진행되지 않는 threshold 응력이 관찰되며, 이것은 결정입계 슬립이 일어나지 않는 다결정체에서 관찰된다. Threshold 응력의 평가는 Fig.3에서 어느 응력이하에서 변형이 진행되지 않는 응력으로 평가되며, 낮은 응력에서도 높은 응력지수를 나타낸다. 일부 연구자들은 threshold 응력을 입자 분산강화합금의 입자 전단기구나 Orowan bypass 기구에 의하여 나타나는 저항응력과 같은 응력<sup>23)</sup>이라고 보고하고 있으나 Orowan 응력과 threshold 응력은 다르다. 일반적으로 전위 증식은 유동응력이 Orowan 응력보다도 큰 경우에 비열적과정으로 진행되는 반면에 유동응력이 threshold 응력보다 크고 Orowan 응력보다 작은 경우는 열적 화성화과정인 상승과정으로 진행하며, threshold 응력의 최대값은 Orowan 응력을 초과하지 못하게 되어 본 합금에서는  $\sigma_{th}/\sigma_{or} = 0.12 - 0.14$ 가 된다. 본 합금에서 threshold 응력이 Orowan 응력보다도 적은 이유는 고온에서 전위가 상승운동으로 입자를 통과하기 때문이며, 이 과정은 입자를 전단하거나 Orowan bypass 하는데 필요한 응력보다 적기 때문이다. Threshold 응력은 유동응력과 입자크기 입자의 체적분율의 함수로 나타내며, 만약 유동응력 증가하면 전위링크 길이가 감소하기 때문에 증가하고, 체적분율이 일정하다면 threshold 응력이 전위굽힘과 입자전단이 입자크기에 민감할지라도 입자크기에 영향을 받지 않는다. 그리고 체적분율이 증가할수록 증가한다. 그러나  $\sigma_{th}/\sigma_{or}$ 비는 입자크기에 영향을 받음을 알 수 있으며 이것은 Lagneborg<sup>24)</sup>의 보고에 의하면 입자 부분 상승(local climb)은 입자를 상승하는

전위 부분이 불안정하고 입자를 상승하기 위하여 새로운 전위길이 팽창은 활주전위의 곡물에 의존하기 때문이다.

#### 4.2. A.P.B 에너지의 효과

식 (7), (8)는 나선전위와 칼날전위의 A.P.B 에너지를 나타낸다. 전위 선장력, T에 대해서는 Friedel은 전위의 특성을 무시하고 일정하다고 가정하여  $T = (Gb^2)/2$ 를 도입하였지만, T는 전위선과 버거스벡터와의 각도  $\theta$ 에 의존하여

$$T = (Gb^2/4\pi)[(1 + \nu - 3\nu \sin^2\theta)/(1 - \nu)] \ln(r_1/r_0) \dots\dots\dots (10)$$

로 표시된다<sup>11)</sup>. 여기서 r<sub>1</sub>, r<sub>0</sub>는 각 전위선의 에너지 계산에 이용되는 전위중심부의 바깥지름과 내부의 반지름이다. r<sub>1</sub>가 입자간격과 같다면  $\theta$ 는 나선전위가 칼날전위보다 크다. 따라서 칼날전위는 일정한 부하응력에서 보다 많이 굽혀져서 많은 장애물을 만난다. Brown과 Ham<sup>11)</sup>은 큰 굽힘 각(bowing angle)에서 1차 전위는 입자는 전위를 피하여 간다고 가정하였으며 입자가 클 때 입자간격은 Orowan 루프의 임계값을 초과하나 대부분의 입자는 전단된 상태에 있다. 따라서 약한 입자는

$$r_1 = l_0/[\cos(\theta/2)]^{1/2} \dots\dots\dots (11)$$

강한 입자는

$$r_1 = 2r_s \dots\dots\dots (12)$$

가 된다. r<sub>1</sub>을 적당히 선택하므로써 얻어진 선장력이 임계전단응력에 미치는 영향을 알 수 있으며, r<sub>1</sub>값이 미세조직과 강화기구에 일치함을 알 수 있다<sup>25)</sup>.

#### 4.3. 변형후 전위 조직

변형된 시료의 투과 전자현미경 사진으로 부터 전위에 의하여 루프를 만든 입자를 관찰할 수 있으나, 전위 하부조직은 거의 관찰되지 않는다. 각 온도에서 응력 완화시험을 실시하였으나 많은 회복은 일어나지 않는다. 일반적으로 분산 강화합금의 가공경화는 전위루프에 의하여 나타나는 현상이며, 고온에서 정상상태의 변형속도가 적을때 Orowan 루프의 회복이 일어나며, 회복속도도 느리다. 변형속도와 온도에 의한 Orowan 루프 수의 증가는 루프의 생성과 소멸사이의 균형으로 결정되며, 높은 응력에서 보다 많은 루프가 만들어진다. 그 이유는 전위/입자의 만남이 전위의 빠른 이동으로 루프가 쉽게 만들어지기 때문이다. 입자 주위의 상승도

루프를 만드는 것보다 늦게 된다. 전위/입자 만남이 아주 빠를 때 어느 정도 루프의 회복속도는 증가할 것이나 변형된 분산 강화합금에서 흔히 Orowan 루프가 관찰되지 않는 경우가 있다. 이것은 루프를 만들 수 있는 변형속도 보다 늦기 때문이다. 따라서 시료가 빠른 변형속도로 변형될 때는 고밀도의 루프를 관찰할 수 있다. 온도에 대한 효과가 감소할 때 변형속도가 일정하다면, 전위/입자의 만남의 수는 어느 온도에서나 거의 비슷하며, 낮은 온도에서는 루프생성의 결과로 상호 만남이 쉬울 것이다. 그 이유는 입자주위를 확산과정에 의하여 진행되는 상승이 낮은 온도에서 보다 늦게 진행하기 때문이다. 따라서 낮은 온도에서는 보다 많은 루프를 만든다. 한편 루프의 회복은 열적 활성화 과정이기 때문에 회복속도도 높다. 따라서 온도의 저하는 루프화된 입자의 밀도를 높인다. 그러나 본 연구에서는 변형 후 전위조직을 관찰한 결과 Orowan 기구에 의하여 생긴다고 생각되는 전위루프는 관찰되지 않았다. 그 이유는 변형에 의하여 만들어진 루프가 파이프 확산에 의하여 상승하여 소멸되었는지 Schorder와 Arzt<sup>26)</sup>가 주장한 바와 같이 전위가 입자에 끌려서 Orowan 루프를 만들지 못하고 통과 된 것으로 사료되지만, 후자의 경우는 본 시료의 입자가 모상과 정합하고 있음으로 전위/입자가 척력형으로 작용하기 때문에 전위가 입자에 흡수되지 않고 결국 파이프 확산에 의한 입자 상승운동<sup>27,28)</sup>으로 생각된다.

본 연구의 합금이 전보<sup>10)</sup>에서 발표한 합금보다 응력 완화저항이 낮은 것은 완화시험중 석출물 조대화로 전위이동에 대한 마찰력의 감소로 생각되지만, 응력 완화 시험은 크리프시험의 경우보다 시험기간이 짧기 때문에 입자 조대화는 무시된다. 실제로 완화시험 후 입자 조대화의 영향을 알기 위해 입자 크기를 시험전과 비교하였으나 무시할 정도였다. 따라서 본 시료에서 응력 완화저항이 낮은 것은 전위가 작은 입자를 쉽게 상승할 수 있기 때문이라고 생각된다.

## 5. 결 론

고온에서 미세한 입자를 가진 Al-Al<sub>3</sub>Zr 석출경화형 합금의 threshold 응력과 전위/입자의 상호작용을 관찰하기 위하여 온도범위 573K-673K에서 응력 완화시험에 의한 결론을 다음과 같이 얻었다.

1) 투과전자현미경 관찰에 의하여 전위와 입자는 고

온에서 척력형으로 작용하고 있음을 알았으며, 이 때 573K에서 전위는 비 평형 A.P.B 에너지 효과로 미세한 입자를 절단하며 통과하였다.

2) 673K에서 전위는 상승기구로 입자를 통과하여 Orowan 응력과 threshold 응력의 비는 0.1-0.14이다.

3) 입자크기에 따른 threshold 응력의 값은 영향을 받지 않았으나 threshold 응력과 Orowan 응력의 비는 입자크기가 클수록 증가하였다.

4) 변형속도의 온도의존성은 고응력 영역에서는 파이프 확산효과로 응력지수가 7.4이며, 역법칙이 성립한다.

5) 일정한 응력에서 변형속도에 대한 Arrhenius plot로 구한 변형 활성화에너지는 순 Al의 파이프 확산에너지와 거의 일치하였다.

6) Threshold 응력은 순 Al의 파이프 확산계수와 Young 계수로 규격화 했음에도 불구하고 온도에 의존한다.

## 「후 기」

본 연구에 많은 도움을 주신 일본 九州大學 大學院 吉永 日出男교수님과 실험과정에 많은 협조를 하여준 連川조교에게 진심으로 감사드립니다.

## 참고문헌

1. R.W.Lund and W.D., Nix : *Acta Metall.*, **24** (1976) 467.
2. B.A.Wilcox and A.H.Clauer : *Acta Metall.*, **20** (1972) 743.
3. J.D.Whittenberger : *Metal. Trans.*, **A 8A** (1977) 1155.
4. J.D.Whittenberger : *Metal. Trans.*, **A 12A** (1981) 193
5. W.C.Dliver and W.D. Nix : *Acta Metall.*, **30** (1982) 1335.
6. D.Raynor and J.M.Silock : *Metal Sci.*, **4** (1970) 121.
7. 葉 英華, 中島 英治, 栗下 裕明, 後藤 正治, 吉永 日出男 : 日本金屬學會誌, **52** (1988) 1246.
8. 葉 英華, 中島 英治, 栗下 裕明, 後藤 正治, 吉永 日出男 : 日本金屬學會誌, **52** (1988) 1255.
9. 中島 英治, 福鴻 浩信, 後藤 正治, 吉永日出男 : 日

- 本金屬學會誌, **52** (1988) 646.
10. 金炳日, 吉永日出男: 대한금속학회지, **30** (1992) 640.
  11. L.M.Brown and R.K.Han: **In Strengthening Method in Crystals** (edited by A.Kelly and R.B.Nicholson) Elsevier, Amsterdam (1971).
  12. H.Gleiter and E.Hornbogen: *Z. Metallkunde*, **58** (1967) 157.
  13. R.O.Scattergood and D.J.Bacon: *Phil. Mag.*, **31** (1975) 179.
  14. A.J.E. foreman and M.J.Makin: *Phil. Mag.*, **14** (1966) 911.
  15. W.Koster and H.Franz: *Met. Rev.*, **6** (1961) 307.
  16. G.I.Taylor: *J. Inst. Met.*, **62** (1938) 304.
  17. T.E.Volin, K.H.Lie and R.W.Balluffi: *Acta Metall.*, **19** (1971) 263.
  18. A.H.Clauer and B.A.Wilcox: *Metal Sci.*, **1** (1967) 86
  19. 古川 捻, 王海波, 根本 實: 輕金屬, **40** (1990) 20.
  20. M.E.Fine and J.R.Wetman: Synthesis and Properties of Elevated Temperature P/M Alumium Alloys. Air Force Offic of Scientific Research Contract No.AFOSR-82-0005, Annual Report NOV.30 (1970) 919.
  21. 田村 學, 森 勉, 中村 正久: 日本金屬學會誌, **34** (1970) 919.
  22. F.W.Gayler and J.B.Vanderasnde: *Aluminum Lithium Alloys* III.Ed.by C.Baker, P.J.greson, S.J.Harris and C.J.Peel, The Inst. Metals, (1986) 376.
  23. Norio Matuda and Keisuke Matsuura: *Trans. Japan Inst. Metals*, **28** (1987) 392.
  24. R.Lagneborg: *Scrip. Metall.*, **7** (1973) 605.
  25. E.Nembach: *Scrap. Metal.* **16** (1982) 1261.
  26. J.H.Schroder and E.Arzt: *Scrip. Metal.*, **19** (1985) 1129.
  27. H.E.Evans and G.Knowels: *Acta Metall.*, **25** (1977) 963.
  28. H.E.Evans and G.Knowels: *Met. Sci.*, **14** (1980) 152.