

## 《論 文》

**Al-Zn-Mg 계 합금의 Creep 거동에 관한 연구**

박종건·최재하\*

대림전문대학 공업재료과

\*충북대학교 재료공학과

A Study on the Creep Behaviour of Al-Zn-Mg Alloy

**Jong Geon Park and Jae Ha Choi\***

Dept. of Materials Eng. DaeLim Institute of Technology

\*Dept. of Materials Eng. Chung Buk National University

**ABSTRACT**

The static creep mechanism and behaviour of Al-Zn-Mg alloy have been investigated under condition of constant stress tension creep test in the temperature and stress range of 170-260°C, and 5-12.5 kg/mm<sup>2</sup> respectively.

The experimental result are follows :

The stress exponent value for creep was observed to about 7.3-6.43 and the activation energy for creep deformation was 44-41 kcal/mol.

Larson-Miller parameter P for the crept specimens under the creep condition was obtained as  $P = (T + 460)(\log t_r + 8.6)$ .

Empirical equation for the creep rate was obtained by the computer simulation as follows.

$$\dot{\epsilon} = \exp [(-5.519 \times 10^{-4} \sigma + 2.33 \times 10^{-2}) T - 6.98 \sigma + 18.295] \\ \times \sigma^{-0.0142+10.18} \exp \left[ \frac{(-6\sigma + 47.8)1000}{RT} \right]$$

Fracture was dominated by intergranular mechanism over the experimental range.

**1. 서 론**

고강도 알루미늄합금 (high strength aluminium alloy)인 Al7075, Al7050 그리고 Al7150 등은 높

은 강도로 인하여 강도대 무게비가 높은 장점 때문에 최근에 종합산업인 항공산업 및 운송기 분야의 소재를 포함하여 많은 분야에 사용되고 있다. 그러나 불량한 용접성 때문에 용접이 요구되는 차량

용 구조재나 가스저장용 재료등의 분야에 사용은 불가능한 실정이다. 현재는 Al 7039 나 Al 7017 이 Al 7075 나 Al 7050 보다는 강도가 낮아서 통상 중 강도 알루미늄 합금 (medium strength aluminium alloy) 으로 분류되고 있기는 하지만, 용접용 알루미늄 합금중에서는 가장 강도가 높아서 각광을 받고 있고 주로 군수용 장갑판재 및 차량용재료로 사용되고 있다.

어느정도의 고온에서 재료에 일정한 하중이 가해지면 creep 변형이 일어난다. 이러한 재료가 일정한 하중에서 변형이 생기는 것을 static creep 이라 한다. creep 변형은 근본적으로 인장시험시의 소성변형과 같다고 할 수 있다.

Al 합금이 경량이면서도 적당한 강도와 우수한 전천후적인 내식성 및 적당한 가공성을 가지고 있기 때문에 고속으로 인한 열발생이 있는 항공기의 모체 재료로 많이 쓰인다. 따라서 이들재료에서는 creep 특성등이 매우 중요하다 할 수 있다.

일반적으로 Al<sup>1,2)</sup> 및 Al-Mg<sup>3)</sup>, Al-Zn<sup>4,5)</sup> 계 등의 2 원계합금에 대한 연구는 많이 되어 왔으나 3 원계 이상의 다원계 합금에서는 재료의 종류가 다양함에 따라 구체적인 실험은 아직 많이 수행되지 않고 있는 실정이다.

따라서 본 연구에서는 용접용 AL 합금을 (7039 계통) 대상으로 용력과 온도를 변화시키면서 creep 실험하여 재료를 사용할때 기초자료가 되는 실험 data 를 구하는 한편 creep 변형기구 및 파단의 균열형태를 관찰 하여 파괴기구를 분석함으로써 본 재료의 안정한 사용범위를 예측하는 한편 신재료 개발에 활용하고자 한다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 재료 및 시편 준비

본 실험에 사용된 재료의 잉고트를 제작하기 위하여 고순도의 재료를 불활성 분위기의 고주파 유도로에서 용해 및 주조 하여 잉고트를 제조한 후 두께 1 mm 로 될때까지 반복 압연하여 판상으로 제작한 후 수작업으로 압연방향과 수평방향으로 Fig.1 과 같은 모양과 크기로 creep 시편을 제작했다. creep 실험을 행하기전에 압연조직을 없애고

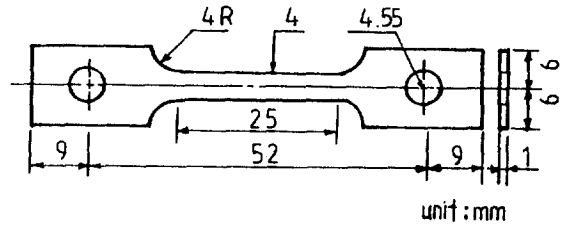


Fig.1. Dimensions of tensile creep specimen.

Table 1. Chemical Composition of Al-Zn-Mg Alloy (wt%)

Zn	Mg	Cr	Mn	Cu	Al
4.3	1.7	0.001	0.001	0.006	BAL.

균질화를 위하여 450°C 에서 약 4 시간 정도 용체화 처리하고 수냉시킨 후 실온에서 1 주일 이상 자연 시효한후에 실험하였다.

최종시편의 성분 분석을 건식법과 습식법 (K S D 1851-85) 을 이용하여 최종 확인한 결과 Table 1 과 같이 나타났다.

열처리후의 Linear intercept method 에 의해 측정된 평균 결정입도는 약 250 μm 이었다.

### 2.2. 실험 조건

일반적인 Al 합금에서는 70°C 를 넘으면 일단의 강도의 저하를 고려하지 않으면 안된다. 항공기등의 경우 유체 마찰을 받는 부분인 날개의 전단부나 동체의 선단부등은 속도에 따라 다음식에 표현된 비례에 의해 열을 받는다.

$$K = K\alpha \left( 1 + \frac{\gamma - 1}{2} M^2 \right)$$

$K\alpha$  : 외기온도 (°K)

$\gamma$  : 비열상수 (Al 의 경우 20°C 에서 0.214 cal/g, c)

M : Mach number

만약에 고도 11,000 M 이상의 성층권이라면 일반적으로  $T^\circ C = -56.5 + 43.4 M^2$  를 사용한다. 따라서 M = 2 이면 113°C, M = 3 이면 334°C 가 된다. 일반적인 Al 합금인 경우 M = 2.5 로 비행하면 기체의 외판의 온도는 약 215°C 까지 상승하므로 강도는 약 80% 정도가 감소한다. 따라서 본

실험에서는 온도 구간을 170-270°C 로 정했다.

한편 응력은 실험온도 구간에서 항복점을 상회하는 영역인 2.5-15 kg/mm<sup>2</sup> 의 구간을 정하여 실험하였다.

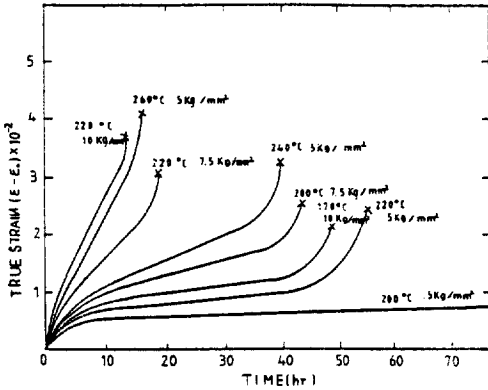


Fig.2. Typical creep curves for Al-Zn-Mg alloy at various stresses and temperatures.

### 2.3. 실험장치 및 시험

모든 creep 실험은 일정응력방식의 creep 시험기로 시행하였다.

온도는 Alumel-chromel 열전대와 potentiometer 로 측정하였는데 시편의 gage length 에 따른 온도의 차이는 1°C 이내로 조절되었다. creep 변형량은 Schaevitz Model 1000 HR LVDT(Linear Variable Differential Transformer) 와 Recorder 를 직렬로 연결하여 측정하였다. LVDT 를 적당한 위치에 고정시키고 core 를 시편의 extension 에 부착시켜, 시편이 늘어남에 따라 LVDT 의 출력 전압이 변하도록 하였다.

출력 전압은 다시 Schaevitz Model CAS-025 signal conditioner 로 증폭, 정류하여 Watanable servo recorder 에서 시간에 따라 변하는 전압을 기록함으로써 시편의 늘어난 양을 측정하였다.

Signal conditioner 의 출력 1V 가 시편 gage length 에서  $1 \times 10^{-3}$  m 의 변형이 되도록 calibration 하였으며 이렇게 함으로써  $5 \times 10^{-6}$  m 의 변화까지 정확히 측정할 수 있다.

Table 2. Experimental Creep Data.

Temp. (°C)	Stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Initial strain $\epsilon_0 (\times 10^{-2})$	True strain $\epsilon_t = \epsilon - \epsilon_0 (\times 10^{-2})$	Creep rate (hr <sup>-1</sup> )	Rupture time (h)
170	10	$1.6 \times 10^{-3}$	2.1	$1.13 \times 10^{-4}$	49
	15	$2.1 \times 10^{-3}$	1.9	$5.0 \times 10^{-2}$	2.5
200	5	$2.1 \times 10^{-2}$	-	$1.3 \times 10^{-5}$	-
	7.5	$1.19 \times 10^{-3}$	2.5	$2.5 \times 10^{-4}$	45
	10	$1.80 \times 10^{-3}$	3.6	$2.25 \times 10^{-3}$	14
220	5	$1.19 \times 10^{-3}$	-	$7.4 \times 10^{-5}$	-
	7.5	$1.39 \times 10^{-2}$	3.1	$1.35 \times 10^{-3}$	18.2
	10	$1.98 \times 10^{-2}$	3.7	$1.23 \times 10^{-2}$	7
240	2.5	$1.20 \times 10^{-2}$	-	$3.75 \times 10^{-5}$	--
	5	$1.42 \times 10^{-2}$	3.2	$4.3 \times 10^{-4}$	40.4
	7.5	$1.81 \times 10^{-2}$	3.4	$7.0 \times 10^{-3}$	10
260	2.5	$1.63 \times 10^{-2}$	-	$2.9 \times 10^{-4}$	-
	5	$1.85 \times 10^{-2}$	4.1	$2.15 \times 10^{-3}$	16
	7.5	$1.81 \times 10^{-2}$	3.4	$7.0 \times 10^{-3}$	3

미세조직 관찰은 광학현미경과 주사전자현미경 (JEUL JSM-840A)으로 하였다. 광학현미경 관찰은 실험 완료된 시편의 중앙부위를 채취하여 마운팅한 후 Polishing 하고 Keller's etching 액으로 etching 후 관찰했으며, 전자현미경 관찰은 rupture 된 시편을 관찰하기에 적당한 크기로 준비하여 ethanol 용액에서 약 30 min 정도 초음파 세척을 하고 건조시킨후 파편을 관찰 하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

위의 실험장치와 조건에서 온도와 응력을 변화시켜 가면서 static creep 실험한 결과 전 구간에서 nominal creep 곡선을 얻었으며(대표적인 creep 곡선을 Fig.2 에 나타내었다. creep 곡선을 분석하여 얻은 결과를 Table 2 에 나타내었다.

#### 3.1. Creep 변형에 필요한 활성화 energy

Creep 변형은 열적활성화과정에 의한 변형이므로 becker<sup>6)</sup>의 생각과 같이 creep 속도를 Arrhenius equation 형태로 표시하면

$$\dot{\epsilon} = K \exp(-Q_c/RT)$$

가 되며, 여기서  $Q_c$ 는 creep 변형에 필요한 활성화 에너지이며  $K$ 는 응력, 조직, 온도등에 따라 변하는 structure factor 이고,  $R$ 은 기체상수,  $T$ 는 절대온도이다.

윗식으로 부터 creep 변형에 필요한 활성화에너지  $Q_c$ 는

$$Q_c = -R \frac{\ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{RT}\right)}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}} = -R \frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d\left(\frac{1}{T}\right)}$$

로 표시되며 여기서  $T_1$ 과  $T_2$ 는 structure factor 가 일정하다고 생각되는 근접된 온도이다.

활성화 에너지 측정은 여러 시편을 이용하여 일정응력하에서 isothermal creep 실험으로 부터 정상상태 creep 변형률을 구하여 활성화 에너지를 구하는 방법으로 했다. Table 2의 data를  $1/T$  vs  $\ln \dot{\epsilon}$ 와의 관계를 Fig.3에 나타내고 최소자승법에 의해  $Q_c$  값을 구한결과 가해진 응력이 5, 7.5, 10 kg/mm<sup>2</sup>으로 변화함에 따라 44, 42.62, 41 Kcal/

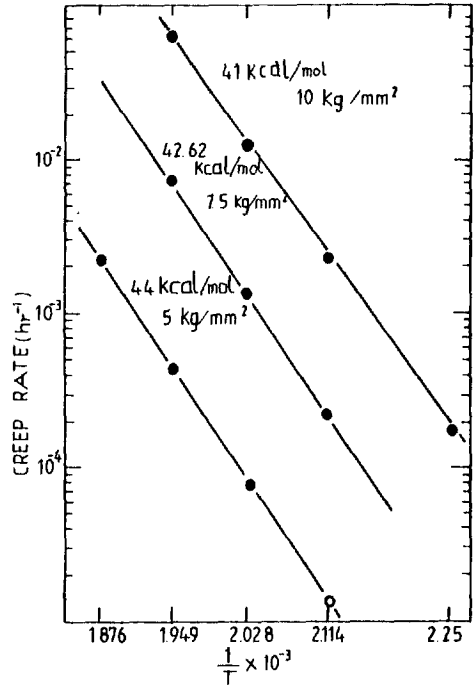


Fig.3. Creep vs. reciprocal temperature plot.

mol로 변화했다.

이 결과를 보면 creep 변형 활성화에너지는 응력이 증가함에 따라 감소하는데 이런 현상은 creep 활성화에너지와 유효응력의 관계로<sup>7)</sup>로 설명할 수도 있고, 또한 응력이 증가할수록 전위밀도가 증가하고 확산에 기여하는 정도가 커짐에 따라 낮은 활성화에너지로서 creep 변형이 가능하다고 본다.

I.Kovacs<sup>8)</sup> 등은 Al에서 vacancy의 이동에 필요한 activation energy는 69.7 KJ/mol인 한편 activation energy는 75.0 KJ/mol라고 보고했다.

순수 Al 합금에서 creep 실험하여 활성화 에너지를 구한 실험에서 0.37 Tm에서는 84.7 KJ/mol이고 0.57 Tm에서는 130 KJ/mol로 나타났다. 이는 Al에서 격자확산에 필요한 활성화 에너지가  $Q_{SD}$ 가 고온에서는 142 KJ/mol, 중간온도영역에서는 115 KJ/mol인 값과 유사하다.<sup>9)</sup>

Dorn's group<sup>10)</sup>은 Al를 79-600 K 범위에서 static creep 도중 온도급변 방법에 의하여 creep의 활성화 에너지를 구한 결과 0.4Tm에서는 그

값이 112 KJ/mol로서 변형기구는 나사전위의 교차 활주이고 0.5 T<sub>m</sub>에서는 자기확산에 필요한 활성화 에너지인 146 KJ/mol과 일치하여 격자확산이 creep 변형을 주도한다고 제의 하였으나 그후 계속된 연구에서 격자확산과 pipe 확산의 함수인 유효 확산의 개념을 도입하여 creep 변형기구에 대한 합리적인 해석을 하였다.<sup>11,12)</sup>

Creep의 활성화에너지 Q는 0.6 T<sub>m</sub>에서 자기확산을 위한 활성화에너지인 Q<sub>sd</sub>와 같으며 중간온도 범위인 0.4-0.6 T<sub>m</sub>에서는 전위핵을 통한 pipe 확산과 자기확산의 parallel process인 유효확산의 활성화 에너지인 Q<sub>eff</sub>의 값에 따르게되며 저온일수록 pipe 확산을 위한 활성화에너지인 Q<sub>p</sub>에 접근한다고 하였다.<sup>11)</sup>

Sherby<sup>13)</sup>는 다결정 Al의 실험에서 creep 변형에 필요한 활성화 에너지 Q<sub>c</sub>는 자기확산에 필요한 활성화에너지 Q<sub>sd</sub>와 일치하며, 이 구간에서의 creep 변형은 climb에 의해 주도 된다고 하였다. 또한, 0.3-0.5 T<sub>m</sub>의 온도 구간에서는 Q<sub>c</sub>는 Q<sub>sd</sub>보다 작은 일정한 값으로 cross slip에 필요한 활성화 에너지와 일치하여 이구간에서의 creep 변형은 cross slip에 의해 주도된다고 하였으며 0.3 T<sub>m</sub>이하에서는 온도의 감소에 따라 활성화 에너지의 감소를 보였으며 이는 전위의 교차과정으로 설명하였다. 한편, Q<sub>c</sub>는 온도구간 뿐만아니라 creep 속도에 따라 변화 한다는 것을 밝혔다. 즉, 3 × 10<sup>-2</sup> sec<sup>-1</sup> 이상의 빠른 creep 속도와 0.7 T<sub>m</sub> 이하의 온도에서는 creep 속도가 클수록 Q<sub>c</sub>는 감소하였다. 이러한 0.5 T<sub>m</sub> 이상에서도 Q<sub>c</sub>가 Q<sub>sd</sub>보다 작은 것은 creep 속도가 커서 creep 변형시 수반되어야 하는 확산에 시간적 여유가 없기 때문인 것으로 해석된다.

J.M. Belzunce<sup>14)</sup>는 Al-7475를 400-515°C에서 creep 실험하여 약 141 KJ/mol의 값을 얻었으며 이값은 Al의 격자 확산 에너지 값과 거의 비슷함을 보였다. 한편 응력지수 값은 매우 작은 값인 약 2의 값을 얻었다.

이와 같은 특징들로 보아 creep 변형에 필요한 활성화 에너지는 확산에 필요한 활성화 에너지와 매우 밀접한 관계를 지니고 있는 것이 확실하다.

M.R. Drury<sup>15)</sup> 등은 Al-5% Mg를 293-773°K

의 온도와 5-80 MPa의 응력범위에서 creep 실험한 결과 낮은 응력범위(5-80 MPa)에서 n = 3의 값과 활성화 에너지 140 KJ/mol의 값을 얻고 이때의 creep 변형기구는 viscous glide에 의한 mechanism으로 설명 했으며 높은 응력(> 90 MPa) 범위에서는 142 KJ/mol의 활성화 에너지와 n = 7.4의 응력지수 값을 얻고 이때의 creep 변형기구는 recovery controlled creep mechanism으로 설명했다.

본연구의 온도와 응력구간에서 얻은 활성화 에너지 값도 격자확산에너지보다 큰 값을 보인 것으로 미루어보아 격자확산에 의한 creep 변형 mechanism 이라기보다는 recovery에 의한 creep 변형 mechanism 이라고 사료된다.

### 3.2. Creep 변형에 따른 응력지수

Creep 변형에 따른 응력지수를 구하기 위하여 응력지수 n은

$$n = \frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln \sigma}$$

이므로 응력에 대한 creep 속도를 Fig.4와 같이

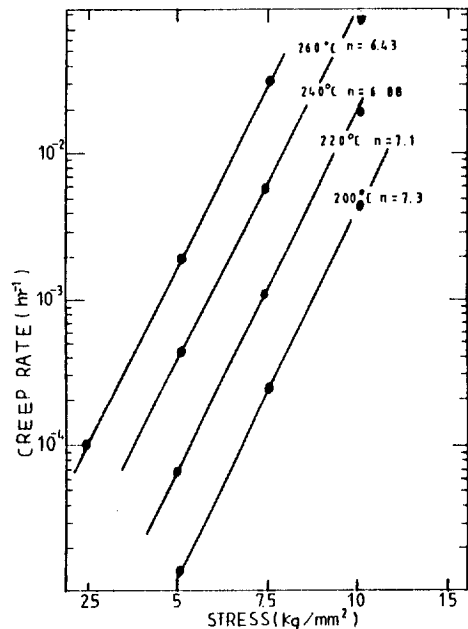


Fig.4. Dependence of creep rate on applied stress.

log-log plot 하여 그 기울기 즉, 응력지수  $n$  값을 구하였다.

순금속의 경우 응력지수는 5 이나 고용체 합금의 경우 3 또는 5 의 두 종류의 값을 가지며 분산경화의 합금인<sup>16)</sup> 경우에는 GAR (grain aspect ratio)에 따라 3-40 의 응력지수를 갖는다.

일반적으로 지수식에 의하여 받아 들여지는 Class I, Class II 합금이 있는데 Class I 합금은  $n$  값이 4-5 정도이며 이때 creep 변형은 원자들의 확산에 의한 dislocation 의 climb 에 의해서 율속되고 Class II 합금은 3 정도의  $n$  값을 갖으며 용질원자와 전위와의 상호관계에 의해 전위의 glide 가 방해되어 creep 변형이 glide 에 의해 율속된다.<sup>17,18)</sup>

본 실험에서 구한 정상상태 응력지수값은 실험 온도가 200 에서 260°C 로 증가함에 따라 7.3 에서 6.43 으로 감소하는 값을 나타냈다.

홍경태<sup>19)</sup> 등은 Al-1% Mg 고용체를 300°K 의 온도 구간과 100-200 MPa 의 응력 구간에서 creep 실험하여 응력지수값이 약 3 의 값을 가지므로 creep 변형시 용질원자가 상당히 영향을 미친다고 보았으며 고용체 합금에서  $n = 3$  일때 creep 변형 기구가 전위의 활주에 controlled 된다고 보았다.

Kyung<sup>20)</sup> 등의 SiCp-6061 AL 합금의 618-678°K 의 온도와 10 MPa 이상의 응력에서 creep 실험한 결과 응력지수  $n$  값이 7.4 이상의 값으로 응력의 증가에 따라 급격히 증가함을 보였다. 이는 활성화에너지값 역시 30 MPa 에서는 270 KJ/mol 12 MPa 에서는 494 KJ/mol 값의 큰 값을 나타내고 있다.

본 연구에서도 온도의 증가에 따라 응력지수값이 다소 감소하기는 하였으나 응력지수의 평균값이 약 7 정도로서 steady-state creep rate 에 대하여 power law 에 의한 creep 변형 mechanism 을 추정하기는 무리가 있는 것으로 사료되고 본 연구에서 사용한 재료가 용질원자를 많이 포함한 재료로서 이들 용질원자들의 석출상에 의한 효과가 있는 것으로 사료된다.

### 3.3. Creep 수명 예측

Table 에서 rupture time 을 비교해 보면 외부응력 증가에 따라 rupture life 는 급격히 감소하고 있다. 또한 같은 응력에서 온도증가에 따라

rupture life 는 급격히 감소한다.

어느 온도 영역에서 파단 수명을 알고 있을때 다른 온도 영역의 파단 수명을 예측하는 방법으로는 Larson-Millernm parameter<sup>21)</sup>, Manson-Haferd parameter<sup>22)</sup>, Orr-Sherby-Dorn parameter<sup>23)</sup> 등이 있으나 본 연구에서는 비교적 간편하여 여러 합금에서 폭넓게 사용되는 Larson-Miller parameter 로 살펴 보기로 했다. parameter form 은 다음과 같다.

$$P = f(\sigma) = (TA + 460) (\log tr + C)$$

여기서 P : parameter value  
TA : Temp (°F)  
tr : 파단시간 (hour)  
C : 상수  
 $\sigma$  : stress

이다.

윗식에서 상수값 C 를 구함으로써 creep 수명을 예측할 수 있기 때문에 C 값을 구하기 위하여 Table 의 data 를 이용하여 graphical determination<sup>24)</sup> 방법으로 C 값을 구한 결과 상수값은 8.6 이었다.

따라서 Larson-Miller parameter 는 다음과 같다.

$$P = (TA + 460) (\log tr + 8.6)$$

위의 parameter 를 이용하여 적용해본 결과 다소 편차가 있으나 대체로 일치함을 보여주므로 대략적인 수명예측은 가능할 것으로 사려된다.

### 3.4. Creep rate 의 Empirical eq.

Creep 거동은 화학조성, 불순물함량, 가공도, 기지조직등의 금속학적변수뿐만 아니라 온도와 응력에도 매우 민감하다.<sup>25)</sup> 따라서 다음의 함수로 나타낼수 있다.

$$\dot{\epsilon} = f(\epsilon, T, \sigma, ST)$$

$\epsilon$  : creep strain  
T : temperature  
 $\sigma$  : stress  
ST : structure

위식을 일반적인 creep 식으로 나타내면 다음과

**Table 3.** Obtained by Computer Simulation.

Stress(kg/mm <sup>2</sup> )	Temp(°C)	lnA
2.5	240	30.26
	260	30.70
		ln A = 0.022 T + 17.45
5	200	23.82
	220	23.99
	240	24.34
	260	25.05
		ln A = 0.0201 T + 14.14
7.5	200	22.34
	220	22.59
	240	22.98
	260	23.53
		ln A = 0.0198 T + 12.19
10	170	20.22
	200	20.72
	220	21.10
		ln A = 0.0175 T + 12.45

같다.

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \dot{\epsilon} = A(\sigma, T, ST) \sigma(\epsilon)^{n(\sigma, T, ST)} \exp\left[\frac{-Q(\sigma, T, ST)}{RT}\right]$$

위식으로부터 상수 A, n, Q의 함수를 구함으로써 주어진 구간에서의 경험식을 유도해낼 수 있다.

먼저, 응력지수 n 값과 온도와의 관계를 살펴보면 온도가 증가할수록 응력지수 n 값은 거의 직선적으로 감소하고 있음을 알 수 있다. 따라서 n = aT + b 식으로 표시되는 관계식을 최소자승법을 사용하여 다음과 같이 구하였다.

$$n = -0.0142 T + 10.18$$

또한 활성화에너지 Q와 응력 σ와의 관계역시 응력이 증가할 수록 Q 값은 거의 직선적으로 감소되므로 Q = cσ + d로 표시되는 직선관계식을 앞에서와 같이 구한결과 다음과 같다.

$$Q = -6\sigma + 47.8$$

한편, 고정된 응력σ에서 lnA와 온도 T와의 관계를 Table 3에서 살펴본결과 이들 관계 역시 온도가 증가할 수록 lnA 값은 거의 직선적으로 증가되고 있음을 보여주고 있어 lnA = eT + f로 표시

되는 직선관계식을 역시 최소자승법으로 구하였으며(Table 3), 각응력에서의 lnA = eT + f의 관계에서 상수 e와 응력 σ와의 관계 및 상수 f와 σ와의 관계도 거의 직선적으로 나타나므로 e와 f에 관한 식을 구한 결과 다음과 같다.

$$e = -5.519 \times 10^{-4} \sigma + 2.33 \times 10^{-2}$$

$$f = -6.98\sigma + 18.295$$

위의 관계로부터 lnA는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\ln A = (-5.519 \times 10^{-4} \sigma + 2.33 \times 10^{-2}) T - 6.98 \sigma + 18.295$$

그러므로 본 실험범위에서 creep rate( $\dot{\epsilon}$ )의 computer simulation 결과 얻은 경험식은 다음과 같다.

$$\dot{\epsilon} = \exp[(-5.519 \times 10^{-4} \sigma + 2.33 \times 10^{-2}) T - 6.98 \sigma + 18.295]$$

$$X \sigma^{-0.0142T+10.18} \exp\left[\frac{(-6\sigma + 47.8)1000}{RT}\right]$$

여기서 σ : stress (kg/mm<sup>2</sup>)  
 T : 절대온도  
 R : 기체상수

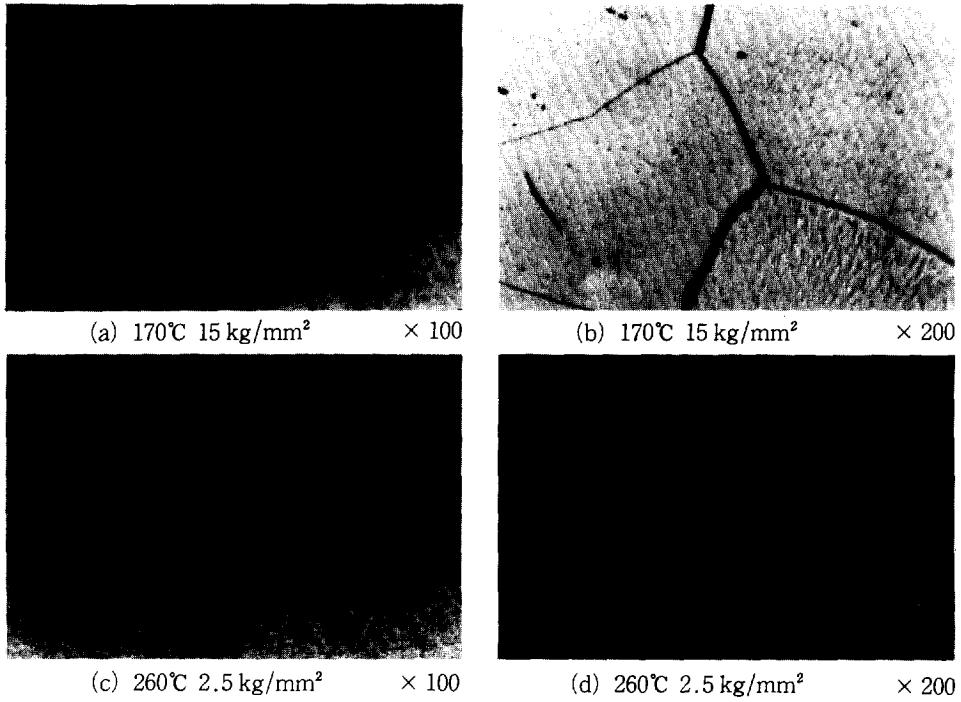


Photo 1. Optical micrographs

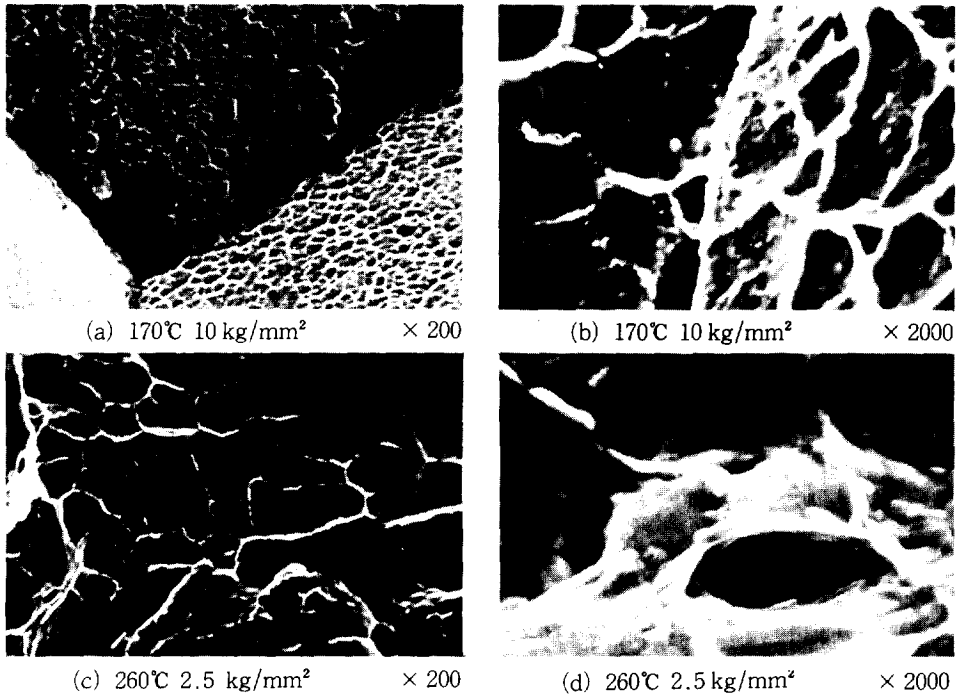


Photo 2. Scanning electron micrographs



### 3.5. 파단부의 균열형태조사

Creep 에 의한 파괴는 일반적으로 낮은 온도와 높은 변형속도일때 발생하는 입내파괴와 낮은 변형속도와 높은 온도에서 일어나는 입계파괴로 분류할 수 있다.

본 연구에서도 일반적으로 Al-Zn-Mg 계 합금에서는 입계파괴가 지배적이라는 발표<sup>26)</sup>에 부합되게 파단부위를 인장방향으로 약 1cm 정도 잘라서 광학현미경으로 관찰하는 한편 파단면을 SEM 으로 관찰한결과 모든 실험구간에서 입계파괴가 지배적이었다.

입계균열의 형태는 그 형태에따라 wedge 형과 round 형으로 분류할 수 있다. 본 연구에서도 이방법에 의해 비교하면 일반적으로 세개의 결정립이 만나는 triple point 에서 입계미끄럼에 의해 3차원의 stress가 생기는 현상으로 균열이 발생하는 wedge-type 균열은 실험조건이 저온과 고응력의 조건을 중심으로 비교적 많은 영역에서 나타났다. 한편, r-type cavity 에 대해 살펴보면 균열이 3중점에서 발생하는 w-type 와는 달리 r-type cavity 는 3중점보다는 결정입계를 따라서 발생하고 있으며 vacancy 의 확산과 입계미끄럼의 공동작용에 의해 이들이 성장하여 전과함에 따라 입계균열이 시작되고 사슬처럼 연결되어 연속적인 균열이 형성된다고 생각된다. 따라서 연속적인 균열형성으로 인한 void 의 밀도와 그 크기가 증가함에 따라 일어난다. 본연구에서는 고온과 저응력 구간에서 일부 나타났다.

결론적으로 2상입자의 영향으로 인한 전위의 climb 이 cavity 생성과 합체를 유발하고 입계의 이동을 야기시켜 결국 입계주위에 모여진 cavity 가 intergranular fracture 를 야기 시키는것으로 사료된다.

Photo 1 은 실험구간에서 입계파괴양상을 확인할 수 있는 대표적인 광학현미경 사진이고 Photo 2 는 전자현미경 사진이다. 온도와 응력구간에 따라 다소 차이는 있으나 전구간에 걸쳐 전반적으로 입계파괴양상이 지배적임을 확인할 수 있다.

## 4. 결 론

Al-Zn-Mg 합금을 170°C - 260°C 의 온도범위

와 5 Kg/mm<sup>2</sup> - 12.5 Kg/mm<sup>2</sup> 의 응력범위에서 creep 실험하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 응력지수 n 값은 온도가 200, 220, 240, 260°C 로 증가함에따라 7.3, 7.1, 6.88, 6.43 으로 다소 감소하는 경향을 보였다.

2. 결보기 활성화 에너지는 5-10 kg/mm<sup>2</sup> 의 응력범위에서 41-44 Kcal/mol 으로 나타났다. 이를 결과로부터 creep 변형기구는 glide controlled creep 이라고 사료된다.

3. Larson-Miller Parameter 는 다음과 같다.

$$P = f(\sigma) = (TA + 460) (\log tr + C)$$

4. Computer simulation 결과 얻어진 creep rate 의 경험식은 다음과 같다.

$$\dot{\epsilon} = \exp[(-5.519 \times 10^{-4} \sigma + 2.33 \times 10^{-2}) T - 6.98 \sigma + 18.295]$$

$$X \sigma^{-0.0142+10.18} \exp\left[\frac{(-6 \sigma + 47.8)1000}{RT}\right]$$

5. 파단부의 관찰에서 전 실험구간에서 입계파괴양상을 보였다.

## 「후 기」

본 연구는 1991 년도 학교법인 대림학원 학술연구 조성비에 의하여 연구되었기에 이에 감사드립니다.

## 참고 문헌

1. C.E. Feltner : Acta Met., 11, 817, p.817, 1963
2. G.Konig and W.Blum : Acta Met., 28, p. 519, 1980
3. N.Matsuno and H.Oikawa : Scrip. Met., 15, p.319, 1981
4. W.Blum, J.Hausselt and G.Konig : Acta Met., 24, p.293, 1976
5. J.Hausselt and W.Blum : Acta Met., 24, p.1027, 1976
6. R. Becker : Physicalische Zeitschrift, V.26, No.1, p.919-925, 1925
7. W.L. Bradley, S.W.Nam, D.K.Matlock :

- Met. Trans., V.74, p.425, 1976
8. I.Kovacs and H.Elsayed : J.Mat.Sci., 11, p.529, 1976
  9. 신동혁 : 박사학위논문, 한국과학기술원, 1982
  10. N.Jaffe and J.E. Dorn : Trans. AIME, 221, p.229, 1961
  11. O.D. Sherby and C.M Young : ASM, p.409 1975
  12. H.Luthy, A.K. Miller and O.D.Sherby : Acta Met., 28, p.169, 1980
  13. O.D. Sherby ; J.L. Lvtton and J. E. Dorn : Acta Met., V.5, p.219-227, 1957
  14. J.M. Belzunce and O.B. Sherby : J.Mater. Res., Vol.4, No.3, May/Jun, 1989
  15. M.R. Dury and F.J. Humphreys : Acta metall., Vol.34, No.11, p.2259-2271, 1986
  16. C.T. Sims and W.C. Hagel : "The superalloy", John Wiley and Sons, New York, 1972
  17. W.R.Cannon, D.D.Sherby : Met. Trans., V.1, p.1030, 1970
  18. S.Takeuch, A.S.Argon : Acta Met., V. 26, p.883 (1976)
  19. 홍경태 : 대한금속학회지, Vol.25, No.8, 1987
  20. Kyung-Tae Park, Enriqe.J. Lavernia and Farghalli A.Mohamed : Acta met., Vol.38, No.11, p2149-2159, 1990
  21. F.R. Larson, J.Miller : Trans. asme., V. 74, 1952
  22. G.Bernasconi, G.Piatti : Creep of Engineering Materials & Structure, Applied Sci. Pub. Ltd, London, p.165, 1978
  23. Metals handbook, 9th ed., V.8 p.334, 1985
  24. J.D. Lubahn, R.P.Felgar : Plasticity & Creep of Metals, p.210, 1961
  25. 남수우 : 대한금속학회지, 제 21 권, 제 6 호, p.595-603, 1983
  26. M.Grafand E.Hornbogen : Acta Met., 25, p.877, 1977