

공학석사 학위논문

AZ31 마그네슘 합금의 크리이프 특성에 관한 연구

지도교수 강 대 민

이 논문을  한 위 논문으로 제출함

2005년 2월

부경대학교 대학원

자동차공학과

안 정 오

안정오의 공학석사 학위논문을 인준함

2004년 12월

주	심	류	인	일	
위	원	과	채	섭	
위	원	강	대	민	

목 차

ABSTRACT

1. 서론 -----	3
2. 크리이프 이론 -----	5
2.1. 일반적인 크리이프 현상 -----	5
2.2. 크리이프 변형기구 -----	7
2.2.1. 크리이프 온도 의존성 -----	8
2.2.2. 크리이프 속도의 응력 의존성 -----	10
3. 실험 장치 및 방법 -----	14
3.1. 시편 -----	14
3.2. 실험 장치 -----	15
3.3. 실험 방법 -----	16
3.4. 실험조건 -----	18
4. 실험 결과 및 고찰 -----	21
4.1. 크리이프 활성화에너지 측정결과 -----	25
4.2. 크리이프 속도의 응력 의존성 -----	27
4.3. 크리이프 파단수명 -----	32
5. 결론 -----	35
(부록) -----	36
참고문헌 -----	40

A Study on the Creep Characteristics of AZ31 Mg Alloy

Jungo An

*Department of Automobile Engineering
Graduate School of Industry
Pukyong National University*

ABSTRACT

The apparent activation energy Q_c and the applied stress exponent n , rupture life have been determined during creep of AZ31Mg alloy over the temperature range of 200°C to 300°C and stress range of 2.39kg_f/mm² to 9.55kg_f/mm², respectively, in order to investigate the creep behavior. Constant load creep tests were carried out in the equipment including automatic temperature controller, whose data are sent to computer.

At around the temperature of 200~220°C and under the stress level of 6.37~9.55kg_f/mm², and again at around the temperature of 280~300°C and under the stress level of 2.39~3.98kg_f/mm², the creep behavior obeyed a simple power-law relating steady state creep rate to applied stress and the activation energy for the creep deformation was nearly equal and , a little low, respectively, to that of the self diffusion of Mg alloy including aluminum.

From the above facts, at around the temperature of 200~220°C the creep deformation for AZ31 Mg alloy seemed to be controlled by dislocation climb but controlled by dislocation glide at 280~300°C.

1. 서론

20세기 초 이래 크리이프(Creep) 실험은 광범위한 실험연구 대상이 되어왔으나, Phillip와 Andrade의 고전적 연구를 시작으로 25년 동안에 걸쳐서 크리이프 기구에 대한 상세한 연구가 이루어져 왔다. 크리이프 변형기구 중 $0.8T_m$ 이상에서 주로 일어나는 확산 크리이프에 관한 연구로는, Nabarro¹⁾와 Herring²⁾, Coble 등에 의하여 고온이고 낮은 응력 하에서 크리이프 변형이 용이하게 되는 것은 가해진 응력에 의하여 유도된 원자들의 확산의 결과라고 제안하고, 변형속도가 응력에 1차적으로 비례함을 보였다. $0.4 \sim 0.7T_m$ 의 온도 범의에서 발생하는 전위 크리이프에 관한 연구로는 Lagneborg가 Mott에 의하여 제안된 회복 크리이프 이론을 전위 밀도의 온도와 응력의 의존성을 감안하여 이론식을 제시하였다. 이러한 연구는 경험적 또는 현상학적 접근 방식을 통하여 이루어졌으며, 이에 대한 실험은 응력이나 온도와 같은 외적 요인에 의한 서로 독립적인 크리이프 변형의 영향을 해석하기 위하여 행하여 졌다.

그 결과 크리이프 현상에 대한 많은 변형 기구가 확인 되었으며 크리이프 변형속도에 대한 여러 가지 구성 방정식들이 제안되어 왔다. 최근에는 이와 같은 크리이프에 대한 연구의 진전에 따라 여러 형태의 응력, 온도 또는 재료조직 등의 조건하에서 크리이프를 주도하는 변형 과정에 대한 예측을 가능케 함으로써, 산업 기술적 설계에 중요한 자료가 마련된 것이다.

마그네슘 합금은 최근 환경보호 및 에너지 절약 문제가 부각되면서 자동차, 항공기 등의 경량화를 위한 최적의 소재로 평가되고 있다. 밀도는 주강의 1/5, 철 합금의 1/4, 알루미늄 합금의 2/3 수준으로 현재까지 개발된 합금 중에서 최소의 밀도를 가짐과 동시에 우수한 비강도 및 비탄성 계수를 갖추고 있고 고온상태에서 활

용도가 많다. 그러므로 마그네슘 합금의 부품개발을 위해서는 고온에서 크리이프 특성을 파악하는 연구가 필요하다.

Polmear³⁾는 마그네슘합금에 사용되는 대표적인 원소들의 물리적인 성질과 화학적인 성질에 관한 연구에서 Al의 첨가는 Mg₁₇Al₁₂상을 형성하는 석출강화원소로 첨가되고 Zn은 고용강화원소로 활용되어질 수 있고 Mn은 Fe와 화합물을 형성하여 내식성을 증대시킨다고 하였으며, Sheerly⁴⁾등은 성형성 향상을 위해 고온에서의 순수 마그네슘의 슬립시스템과 온도 의존성에 관하여 연구하였다.

ZK60, AZ80A, Mg-Li 합금계열을 제외하고는 AZ31이 비교적 뛰어난 연신율을 가지지만 철 합금이나 알루미늄 합금 등의 다른 연성금속과 비교하여 소성가공이 쉽지가 않아서 성형성 향상에 관한 연구가 계속되고 있다.

Sheldon Robert⁵⁾의 연구에 의하면 ZK60, AZ80A는 강도적인 측면에서 매우 유리한 마그네슘합금이며, 인장하중이 작용할 시에 비교적 큰 연성을 보여 소성가공에서 성형성이 양호하고 인성이 우수하여 압출에서도 적용이 가능하다고 하였다. 그리고 주로 T-5 열처리조건이 이용되고 크리이프 저항성을 향상시키기 위하여 AZ80A는 T-6열처리조건을 이용한다고 하였으나, AZ31 마그네슘 합금 재료의 고온 특성을 나타내는 크리이프 변형에 대한 연구는 대단히 불충분하다.

본 논문에서는 AZ31 마그네슘 합금의 고온에서 크리이프 파단 실험을 통하여 크리이프 특성 및 파단수명을 알아보고, 부가응력 지수(n) 및 활성화 에너지(Qc)에 대한 실험결과를 토대로 크리이프 변형기구 및 파단수명을 예측하고자 한다.

2. 크리이프 이론

2.1 일반적인 크리이프 현상

재료가 일정하중 또는 일정응력 하에서 시간에 따라 서서히 연속적으로 소성 변형되는 현상을 크리이프라 하며, 좀더 일반적으로 표현하면 시간과 관련되는 물체의 모든 비탄성 변형을 크리이프라 한다.

크리이프의 기초적 연구에서는 보통 일정한 외부응력 및 일정온도 하에서 진행되는 소성변형의 연신량 또는 속도의 시간적 변화를 연구 대상으로 한다. 크리이프의 성질은 일정하중 또는 일정응력 하에서 시간에 따라 측정된 변형량을 “연신율-시간”의 좌표에 표시한 크리이프 곡선에 의하여 결정된다.

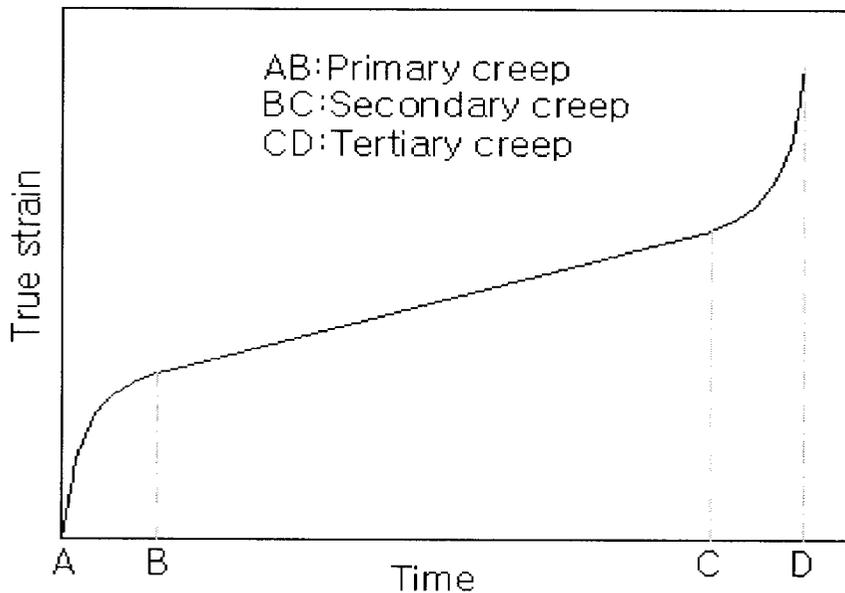


Fig.1 Typical creep curve

Fig.1에 도시된 바와 같은 표준 크리이프 곡선은 일반적으로 세 구역으로 구분된다. 크리이프 초기 단계인 AB는 1차 크리이프(천이 크리이프) 구역으로 크리이프 속도가 시간의 경과에 따라 점차 감소한다. 1차 크리이프 종료 후 B점에서부터 크리이프 속도가 어느 정도 일정하게 되는데, 이 구간이 2차 크리이프(정상상태 크리이프) 단계이다. 이 구간에서는 연신과 시간이 거의 직선 관계이며, 크리이프 속도가 가장 느리다. 정상상태 크리이프 단계가 끝나 C점에서부터 크리이프 속도가 점점 증가하는 3차 크리이프(가속 크리이프)가 나타난다. 계속해서 증가하다 D점에 이르게 되면 파단하게 된다.

1차 크리이프에서는 연신경화의 진행에 따라 내부응력이 증가하고 유효응력이 감소하므로 크리이프 속도는 감소한다. 변형의 진행에 따라 점차 전위의 소멸 및 재배열에 의한 회복이 일어나서 내부응력이 감소하게 된다. 이때 연신경화로 인한 내부응력의 증가와 회복에 의한 내부응력의 감소가 상쇄되어 내부응력이 일정하게 되면 유효응력이 일정하게 되고 결국 크리이프 속도가 일정하게 되는 2차 크리이프, 즉 정상 크리이프에 도달하게 된다.

변형이 계속되면 네킹에 의한 응력집중, 결정입내 또는 입계에 서의 균열의 발생, 재결정, 상변화 등의 복잡한 현상들에 의해 3차 크리이프, 즉 가속 크리이프가 일어나게 된다. 이들 현상은 상호 원인이 되고 결과가 되기도 하여 어느 현상이 가속 크리이프의 직접적인 원인인가를 판단하기는 힘들다. 그러나 가속 크리이프는 결국 파단에 연결되므로 그 기구도 당연히 파단기구와 관련을 갖고 있음이 틀림없다. 가속 크리이프가 진행 중에는 재료 내부에 균열이나 공동이 다수 발생하고 있는 것이 관찰되고 있어 변형이 진행함에 따라 이들이 성장 또는 전파하는 사실이 가속 크리이프의 중요한 원인으로 고려된다.

저온 저응력 하에서는 Fig.2의 “Z” 와 같이 보통 정상 크리이프와 가속 크리이프는 나타나지 않으며 이에 대해 고온 고응력 하에

서는 천이 크리이프, 정상 크리이프 및 가속 크리이프의 3단계가 명확하게 구분되지 않는 Fig.2의 “X”와 같은 형으로 나타난다. “Y”는 1차, 2차, 3차 크리이프 현상이 뚜렷하게 나타나는 표준 크리이프 곡선이다.

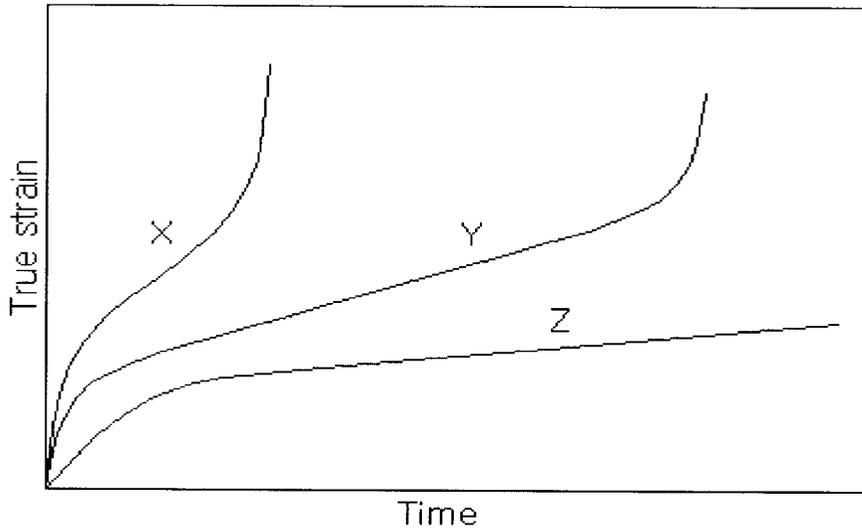


Fig.2 Schematic representation of various types of creep curve

2.2 크리이프의 변형기구

일정한 크리이프 조건하에 재료에 따라서는 각기 다른 고유의 변형이 발생한다. 따라서 이에 대한 원인을 분석함으로써 크리이프 변형을 이론적으로 해석 가능 할 뿐만 아니라 이러한 변형기구를 이용, 실제 크리이프 변형을 억제시키는 방법을 모색하여 크리이프 변형에 대한 저항이 큰 신재료 개발을 가능하게 할 수 있다. 이러한 변형기구의 주된 요인이 되는 활성화 에너지, 응력지수 등

을 파악하면 크리이프 변형기구를 파악할 수 있다.

2.2.1 크리이프 온도 의존성

크리이프 변형은 열적 활성화 과정이므로 주로 활성화 에너지 Q_c 에 의해 좌우되며, 크리이프의 온도 의존성은 결국 활성화 에너지의 특성을 조사함으로써 해석할 수 있다.

크리이프 속도 $\dot{\epsilon}$ 와 활성화 에너지 Q 를 Arrhenius식으로 표시하면 식(1)과 같다.

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

식(1)에서 응력을 일정한 상태로 두면 식(2)와 같다.

$$\dot{\epsilon} = K \cdot \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

여기서 K 는 응력과 연신에 대해서는 상수이지만 온도에 대해서는 약간 변화하며, R 은 일반 가스 정수, T 는 절대온도이다.

한편 Q 는 크리이프를 주도하는 크리이프 기구의 실제 활성화 에너지로서 크리이프 기구가 명확하게 밝혀지지 않은 상태에서는 Q 를 결정하는 것은 불가능하다. 그러나 실험적으로 Q 외의 다른항을 포함할 수도 있는 겉보기 활성화 에너지 Q_c 를 구하여 Q 에 가장 가까운 근사치를 구할 수 있다. 즉, 일정하중, 일정연신하의 작은 온도 범위에서 재료의 조직 및 내부응력의 변화가 일어나지 않는다고 가정하면 온도 급변 크리이프 시험방법에 의하여 Q_c 를 구할 수 있다.

일정하중의 온도 T_1 에서 어떤 연신에 도달했을 때 신속하게 온도를 T_2 로 변화시키면 식(3)과 같이 나타낼 수 있다.

$$Q_c = \frac{R \ln(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1)}{1/T_2 - 1/T_1} \quad (3)$$

여기서 $\dot{\epsilon}_1$ 는 온도 T_1 에서의 최종 크리이프 속도이고 $\dot{\epsilon}_2$ 는 온도 T_2 에서의 초기 크리이프 속도이다.

Sherby^{6,7)}는 온도에 따른 탄성계수의 변화를 해석함으로써 순수 Cd와 Al의 크리이프에 대한 실제 활성화 에너지는 $0.5T_m$ 이상의 모든 온도 범위에서 이 금속들의 자기확산의 활성화 에너지 Q_{sd} 와 거의 같으며 이 구간에서의 크리이프 기구는 전위의 상승에 의한다고 하였다.

또 $0.3 \sim 0.4T_m$ 온도 범위에서의 활성화 에너지는 자기확산의 활성화 에너지 Q_{sd} 보다 작은 일정한 값으로 나사 전위의 교차 슬립을 위한 활성화 에너지와 일치하며 이 구간에서의 크리이프 과정은 교차 슬립에 의한 기구로 설명하였으며, $0.3T_m$ 이하의 온도에서는 온도 감소에 따라 활성화 에너지가 감소하였으며, 이것은 전위의 교차과정 때문인 것으로 설명하였다. 위의 실험에서 크리이프 속도는 $10^{-6} \sim 10^{-4} (\text{sec}^{-1})$ 범위이며 크리이프 속도에 따라 활성화 에너지가 변화하는 것으로 나타났다.

또한 Sherby는 다결정 Al의 크리이프 시험에서 온도 급변 크리이프 시험에 의한 활성화 에너지는 연신의 변화에 관계없이 거의 일정한 값을 갖는다고 하였으며, $0.5T_m$ 이상에서 같은 방법으로 행한 Garofalo⁸⁾의 스테인레스강에 대한 실험 결과에 의해서도 역시 활성화 에너지는 연신과 무관한 것으로 나타났다.

활성화 에너지와 응력의 관계에 대한 Seeger⁹⁾의 제의에 의하면 실험적으로 측정된 활성화 에너지는 식(4)와 같이 표현 할 수 있다.

$$Q_c = Q_0 - Vf(\sigma) \quad (4)$$

여기서 Q_0 는 부과응력이 없을 때의 활성화 에너지, V 는 활성화 부피, $f(\sigma)$ 는 부과응력의 함수이다.

또한 Weertmann¹⁰⁾의 다결정 주석의 시험에 의하면 부과응력의 감소에 따라 Q_c 가 증가하는 것으로 나타났다. 따라서 활성화 에너지는 온도 변화에는 상당히 민감하게 변화하지만 연신량에는 거의 무관하며, 부과응력의 변화에 따라 변화하지만 그 영향은 그다지 크지 않은 것을 알 수 있다.

2.2.2 크리이프 속도의 응력 의존성

크리이프 변형속도가 작용응력에 대하여 멱 법칙관계를 만족한다면 식(5)와 같이 나타낼 수 있다.

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \quad (5)$$

여기서 A 와 n 은 일정온도에서의 상수이다.

양변에 대수를 취하면 식(6)과 같다.

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln \sigma \quad (6)$$

또한 온도조건을 일정하게 하면 A 는 일정상수가 되어 $\log A$ 는 상수 B 로 둘 수 있다.

즉, $\ln A = B = \ln \dot{\epsilon}_1 - n \ln \sigma_1 = \ln \dot{\epsilon}_2 - n \ln \sigma_2$ 가 되어 응력지수 n 값은 식(7)에서 구할 수 있다.

$$n = \frac{\ln(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1)}{\ln(\sigma_2/\sigma_1)} \quad (7)$$

이 식에서 응력지수(n)는 응력의 변화에 따른 변형률 항으로 표시되어 응력지수 값을 계산할 수 있다.

Sherby¹¹⁾등에 의하면 Fig.1에서 구분된 것처럼 정상 크리이프 속도 $\dot{\epsilon}_s$ 와 부과응력 σ 의 사이에는 3가지의 다른 관계를 나타내는 3개의 영역이 있다.

확산계수 D에 대한 정상 크리이프 속도 $\dot{\epsilon}_s$ 의 비 $\dot{\epsilon}_s/D$ 가 10^2 이 되는 응력 이하에서는 A구역의 저응력 법칙 $\dot{\epsilon}_s = K\sigma$ 이 성립하고, $\dot{\epsilon}_s/D$ 가 10^2 에서 10^9 이 되는 응력 범위에서는 B구역의 중간 응력 법칙 $\dot{\epsilon}_s = K\sigma^n$ 이 성립하며 이때 순금속의 n값은 보통 5정도이다. $\dot{\epsilon}_s/D$ 가 10^9 이상인 C구역에서는 $\dot{\epsilon}_s = Ke^{f\sigma}$ 의 관계가 성립한다.

크리이프 속도가 매우 클 때에는 단열 가열이 일어날 수 있기 때문에 위의 $\dot{\epsilon}_s$ 와 σ 의 관계가 깨어지기 시작한다. 고응력 하에서는 연신이 상당히 클 때 정상 크리이프에 도달하므로 연신이 일어나는 동안 재료가 계속적으로 가열되어 정상 크리이프 속도에 대한 명확한 해석이 어렵게 된다.

크리이프 변형은 여러 가지의 독립적인 변형 과정중의 어느 하나에 의해서도 발생할 수 있기 때문에 가장 빠른 과정이 항상 크리이프 속도를 지배한다. 따라서 A구역에서의 크리이프 과정은 B구역에서의 과정을 A구역에 연장시켰을 때 보다 더 큰 크리이프 속도를 일으키기 때문에 A구역의 크리이프 기구는 $\dot{\epsilon}_s = K\sigma$ 가 된다.

여러 가지 응력 범위에서의 크리이프 속도를 지배하는 가능한 과정과 요인들을 살펴보면 다음과 같다. 즉 저응력 범위에서의 응력과 정상 크리이프 속도와의 관계는 응력이 매우 낮게 되면 직선

적인 비례 관계가 성립한다. 이 범위에서의 크리이프는 일반적으로 전위의 글라이드(Glide)나 상승에 의한 것이 아니라 오히려 확산과정으로 알려져 있으며 Nabarro와 Herring에 의하면 식(8)과 같이 표시된다.

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{10D\sigma b^3}{KTL^2} \quad (8)$$

여기서 D는 확산계수, K는 Boltzmann상수, L은 입자지름, b는 격자상수이다.

Fig.1의 B구역과 같이 중간정도의 응력 범위에서의 크리이프 변형은 전위의 상승 또는 나사전위의 조그의 비 보존적 운동에 의한 것으로 알려져 있으며, Weertman에 의하면 이 범위의 크리이프 속도는 자기확산의 확산계수 D_{sd} 에 비례하여 탄성계수 E와 적층결함 에너지 Υ 의 함수로써 식(9)와 같이 표시된다.

$$\dot{\epsilon}_s = AD_{sd}\Upsilon^{3.5}(\sigma/E)^5 \quad (9)$$

위 식을 부과응력 σ 에 대한 식으로 고쳐 쓰면 식(10)과 같다.

$$\sigma = \left(\frac{\dot{\epsilon}_s}{AD_{sd}\Upsilon^{3.5}} \right)^{1/5} \quad (10)$$

이것은 재료의 고온 강도가 탄성계수에 비례하고 확산계수와 적층결함 에너지에 반비례함을 나타낸다.

한편 합금에서의 크리이프 거동은 순금속의 크리이프 거동과는 상당히 다른 것으로 알려져 있으며 전위선과 함께 이동하는 용질

금속의 속도에 의해 지배될 때 정상 크리이프 속도는 식(11)과 같이 나타난다.

$$\dot{\epsilon}_s = K D_{sd} \sigma^3 / G^4 \quad (11)$$

여기서 K는 용질 분위기와 전위의 상호 작용력에 의존하는 상수이며, D_{sd} 는 용질의 확산계수, G는 전단 탄성계수이다. 이 모델을 일반적으로 Weertmann¹²⁾의 미시크리이프 이론이라 하며 이 식은 합금에서의 크리이프 속도는 순금속의 크리이프 속도가 응력의 5승에 비례하는 것과는 달리 응력의 3승에 비례함을 나타낸다.

3. 실험 장치 및 방법

3.1 시편

정크리이프 실험에 사용했던 재료는 AZ31 마그네슘 합금으로 NC선반 가공하여 지름 4mm 표점거리 16.3mm의 시편을 제작하였다. 시편의 규격 및 화학적 성분은 각각 Fig.3 및 Table 1과 같다.

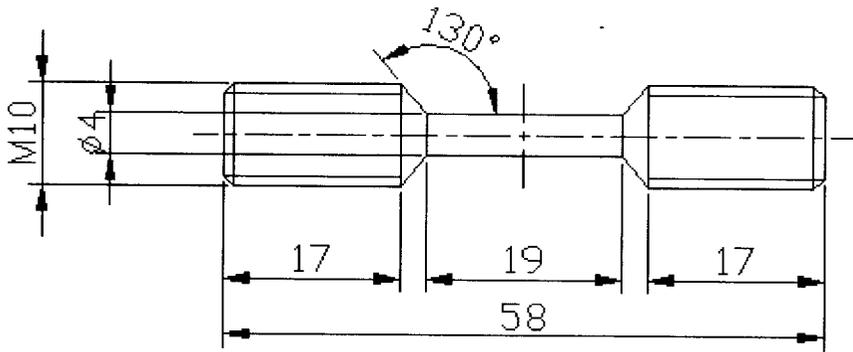


Fig.3 Creep specimen

Table 1 Chemical composition of AZ31(Wt.%)

Alloys	Al	Zn	Mn	Fe	Ni	Si	Cu	Mg
AZ31	3.10	1.07	0.30	0.005	<0.001	<0.005	<0.005	Bal.

3.2 시험장치

본 실험에서 사용한 크리프 시험기는 고려전기로부터 제작한 “KF-CT-50”으로 Fig.4와 같이 크게 운용 소프트웨어(part1)와 크리프 시험기(part2)의 두 부분으로 나눌 수 있다. Fig.4의 part2는 다시 전기로, 신장계 및 부하부로 구성되며 전기로 내에서는 열전대, 전열선 그리고 내화재로 구성되어 있으며 노 내 온도유지와 시편의 산화 방지를 위해 잘 밀봉되어 있고 노의 사용온도는 최고 1400°C이다.

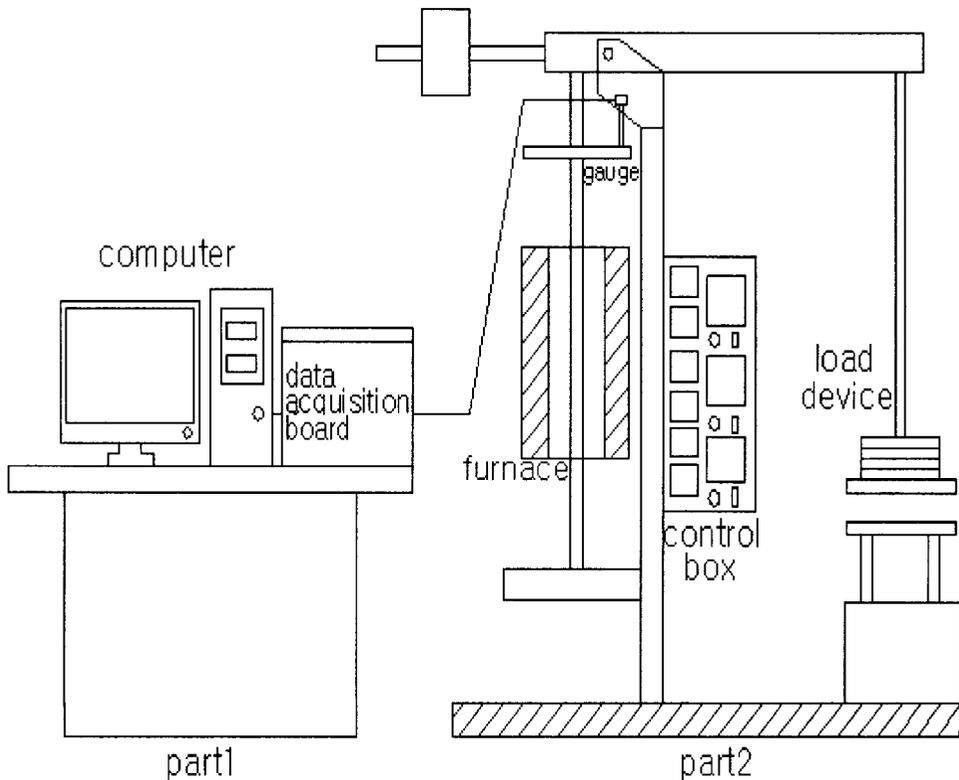


Fig.4 Equipment for creep test units

변형량을 측정하는 신장계는 컴퓨터와 직접 연결되어 실험 시 화면상에 데이터가 바로 나타난다. 이때 아날로그 신호를 디지털 신호로 변환시켜주는 변환기에 의해 컴퓨터로 데이터가 전송된다. 그리고 하중부의 바로 밑 부분은 파단 시 충격을 흡수하고 기계의 안전을 위한 완충장치가 부착되어 있고 하중을 부가하는 부하부의 레버비는 1:10이다.

Fig.4의 part1의 소프트웨어는 키보드 입력, 모니터 출력 제어, 아날로그 신호 제어, 그래픽 제어 및 프린터 제어로 구성되어 있다. 상세한 운용 소프트웨어 구성 및 특성은 부록에 언급하였다.

3.3 실험방법

프로그램 데이터파일 중 하중, 온도, 시편의 각종 정보 등을 입력하고 각 부위의 연결 상태 점검과 센서의 연결 상태가 부드러운지 확인한 후 시편을 풀 로드에서 연결한다. 가장 윗부분인 레벨부분을 봉의 하단 부분의 조정나사를 이용해 수평을 맞춘 다음 컨트롤 박스에서 온도와 시간을 Fig.5에 따라 화살표 방향으로 조건에 맞게 입력 후 실행시킨다. 실험온도까지 상승되면 하중을 부과하고 컴퓨터 프로그램을 작동시킨다. 작동이 되면 시간과 변위가 나타나고 그래프가 그려진다.

시험을 시작하면 목표치 온도까지 올라가기 전 열팽창으로 인한 약간의 변형이 나타나므로 목표치 온도가 되었을 때 하중을 부과한 다음 실험 데이터를 기록하기 시작한다. 실험이 시작되면 순간적인 탄성 변형이 나타난 후 서서히 소성 변형이 일어나기 시작한다. 변형과 함께 시편의 단면적은 줄어들며, 시편에는 일정한 하중이 작용하므로 시편이 받는 응력은 변형의 증가와 더불어 차츰 증가한다.

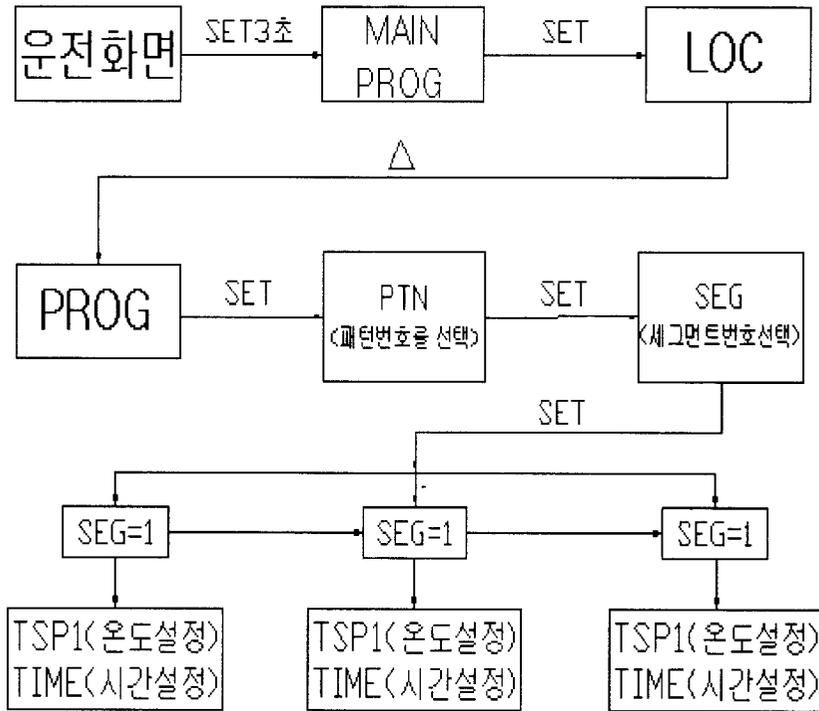


Fig.5 Flow chart for setting of temperature

시편에 네킹이 생기기 전의 비교적 적은 변형 하에서의 $\sigma = WL/A_0L_0$ 으로 표시되고 변형량만 알면 임의의 시간에서의 응력을 계산할 수 있다.

또한 초기 크리이프에서는 연신경화에 의하여 크리이프 속도는 계속 줄어들어 최소 크리이프 속도 ($\dot{\epsilon}_m$)에 도달한 후 다시 증가하므로 정상 크리이프속도 ($\dot{\epsilon}_s$)는 $\dot{\epsilon}_m$ 와 같게 된다.

따라서 본 실험에서는 정상 상태에서의 크리이프 기구를 설명하기 위하여 일정온도 하에서 응력의 변화에 따른 정상 크리이프 속도를 구하고 활성화에너지를 측정하기 위하여 일정하중 하에서 온도 변화에 따른 크리이프 곡선을 구하였다.

3.4 실험조건

정상 크리이프 속도의 응력의존성과 온도의존성을 측정하여 변형을 주도하는 변형기구 규명과 마스터 크리이프 곡선(Master creep curve)을 작성하기 위해서 정크리이프 실험을 행하였다. 실험 조건은 Table 2와 같다.

Table 2 Stress-temperature matrix

Temperature(°C)	Load(kgf), Stress(kgf/mm ²)		
200	80, 6.37	100, 7.96	120, 9.55
210	80, 6.37	100, 7.96	120, 9.55
220	80, 6.37	100, 7.96	120, 9.55
280	30, 2.39	40, 3.18	50, 3.98
290	30, 2.39	40, 3.18	50, 3.98
300	30, 2.39	40, 3.18	50, 3.98

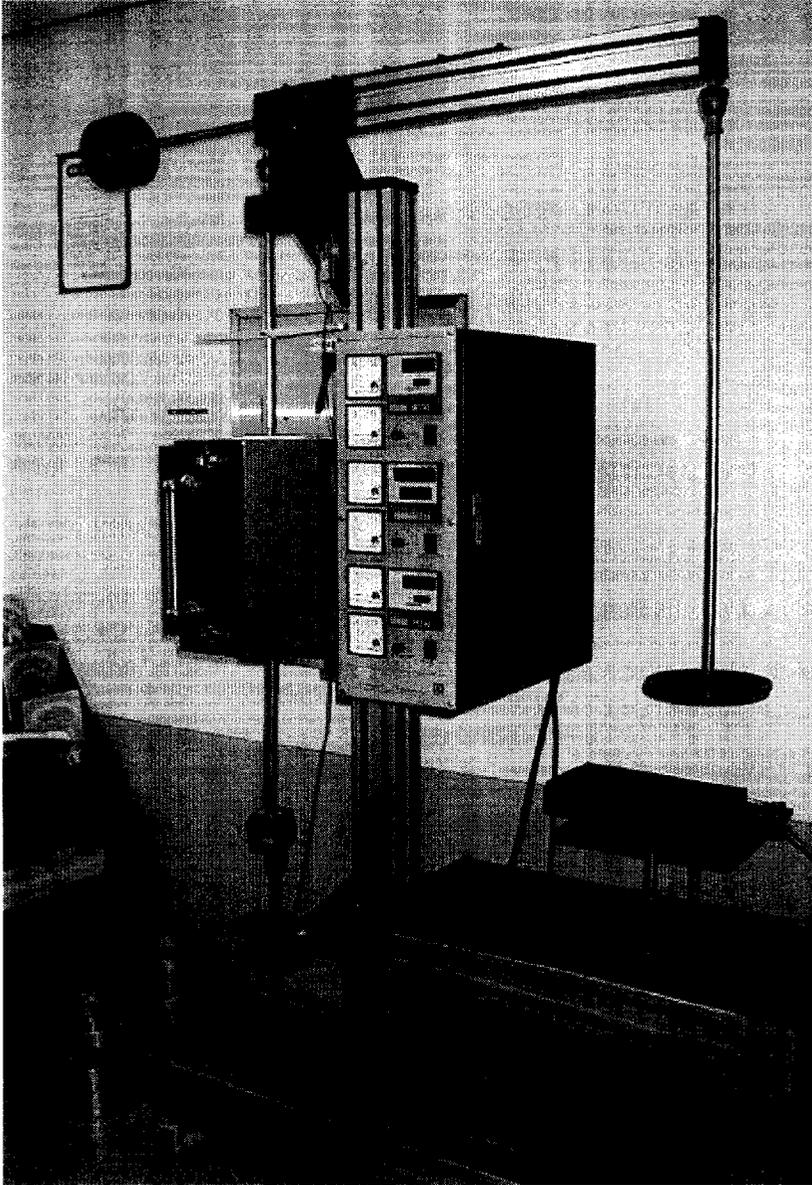


Photo.1 Equipment for creep test(part2)



Photo.2 Equipment for data acquisition(part1)

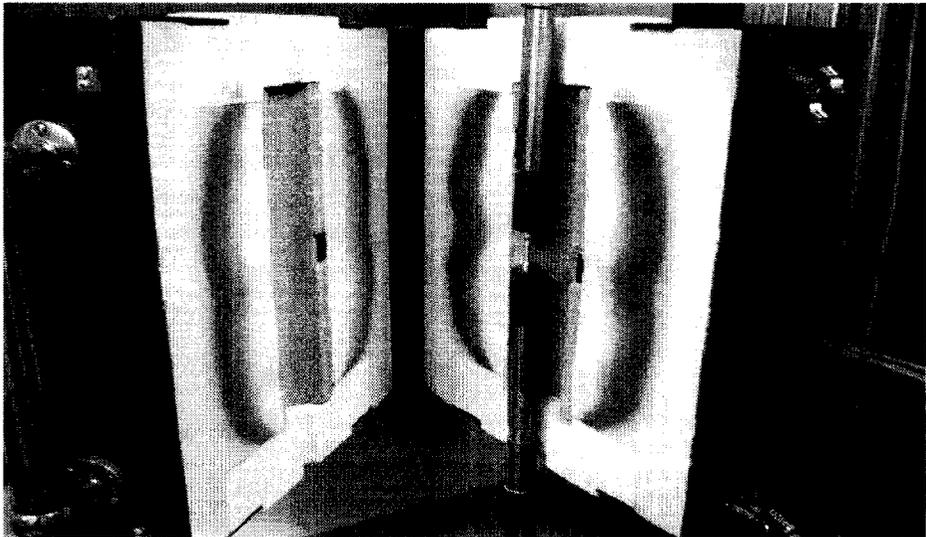


Photo.3 Creep specimen of inner furnace

4. 실험결과 및 고찰

온도조건 200~220°C 응력조건 6.37~9.55kgf/mm², 온도조건 280~300°C 응력조건 2.39~3.98kgf/mm² 상태 하에서 실험하여 정 크리이프 실험에 의한 결과를 시간 증가에 대한 진변형($\epsilon-\epsilon_0$)으로 도시한 결과를 Fig.6~Fig.11 에 나타내었다. 크리이프 곡선으로부터 구한 데이터 값은 Table 3에 나타내었다. Fig.6~Fig.11과 Table 3을 바탕으로 응력지수 및 활성화 에너지를 구하고 AZ31 마그네슘 합금의 크리이프 특성을 파악하고자 한다.

Table 3 Experimental creep date

Temperature (°C)	Load, Stress (kgf, kgf/mm ²)	Creep rate (s ⁻¹)	Rupture time (s)
200	80, 6.37	6.45×10^{-7}	790,000
	100, 7.96	2.59×10^{-6}	166,380
	120, 9.55	7.11×10^{-6}	50,700
210	80, 6.37	1.41×10^{-6}	282,120
	100, 7.96	4.37×10^{-6}	87,900
	120, 9.55	1.54×10^{-5}	18,660
220	80, 6.37	1.94×10^{-6}	146,820
	100, 7.96	7.47×10^{-6}	35,760
	120, 9.55	1.99×10^{-5}	14,220
280	30, 2.39	9.47×10^{-7}	316,200
	40, 3.18	2.35×10^{-6}	111,000
	50, 3.98	6.27×10^{-6}	50,160
290	30, 2.39	1.34×10^{-6}	237,840
	40, 3.18	3.88×10^{-6}	58,140
	50, 3.98	8.38×10^{-6}	29,520
300	30, 2.39	2.62×10^{-6}	136,200
	40, 3.18	6.27×10^{-6}	50,220
	50, 3.98	1.60×10^{-5}	16,440

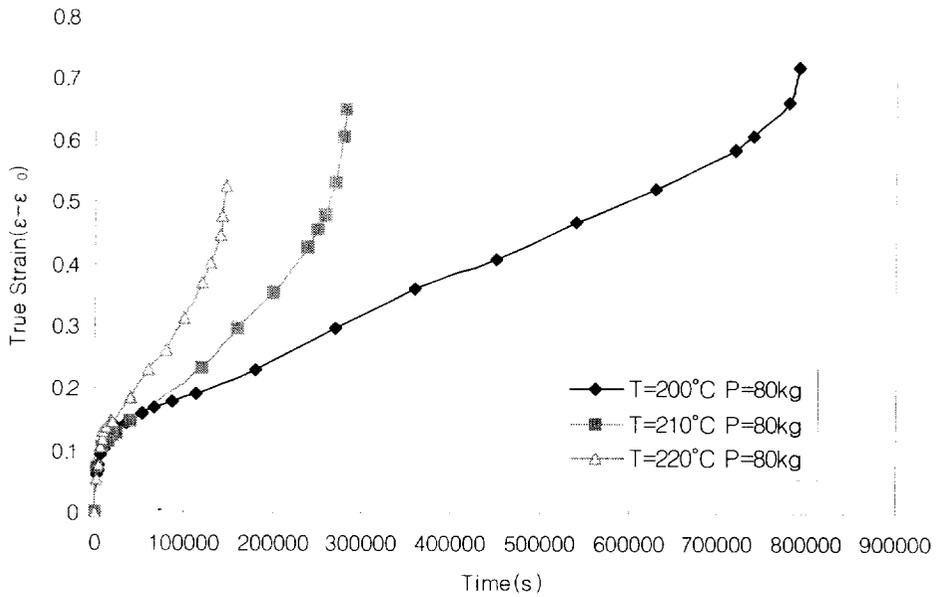


Fig.6 Family of creep curves at 80kg_f

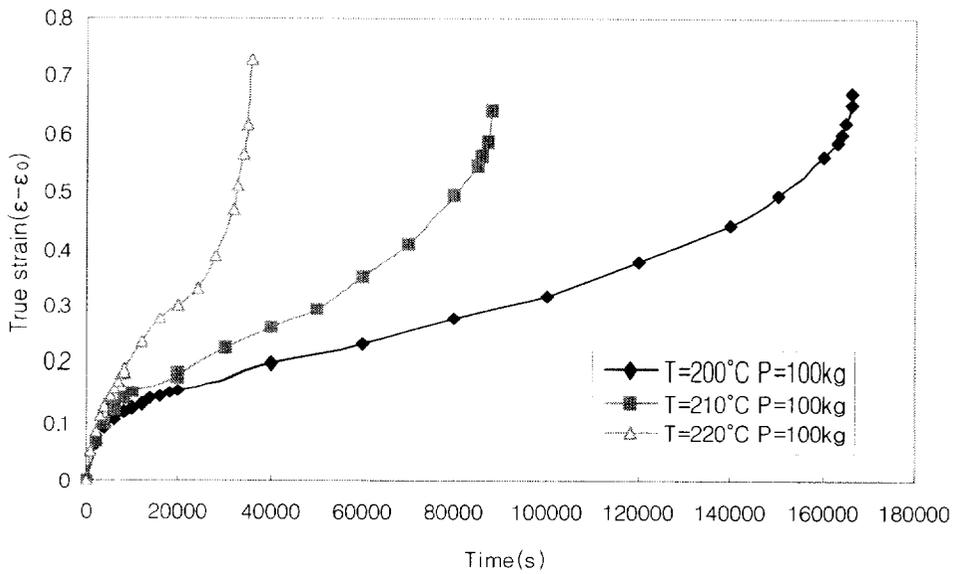


Fig.7 Family of creep curves at 100kg_f

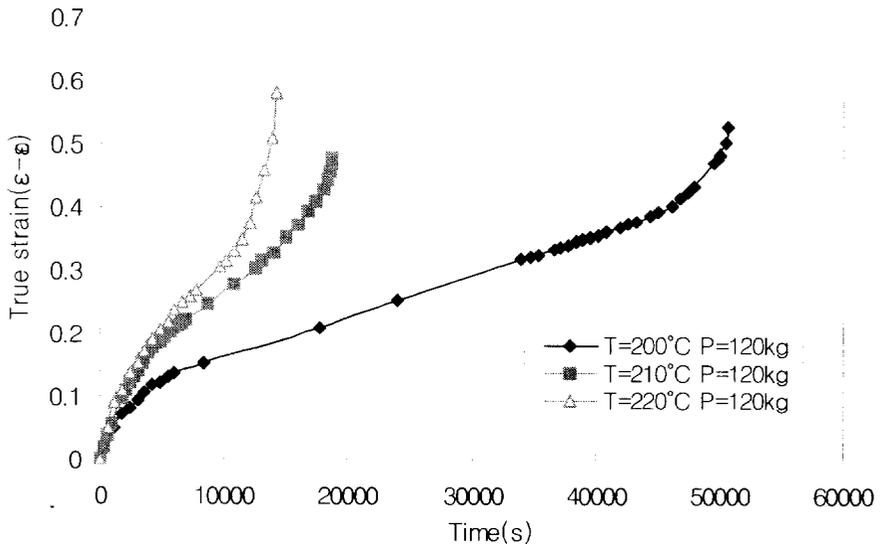


Fig.8 Family of creep curves at 120kg_f

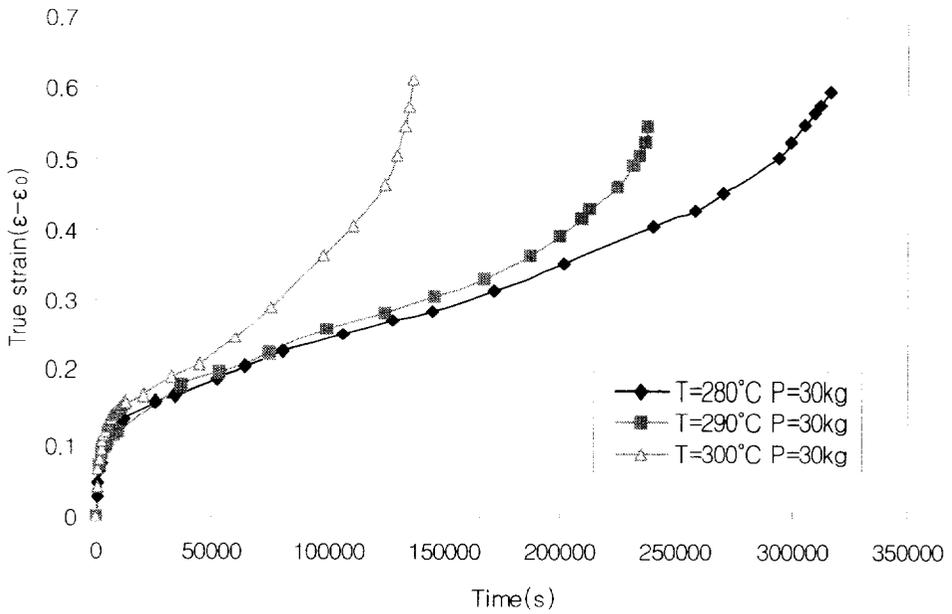


Fig.9 Family of creep curves at 30kg_f

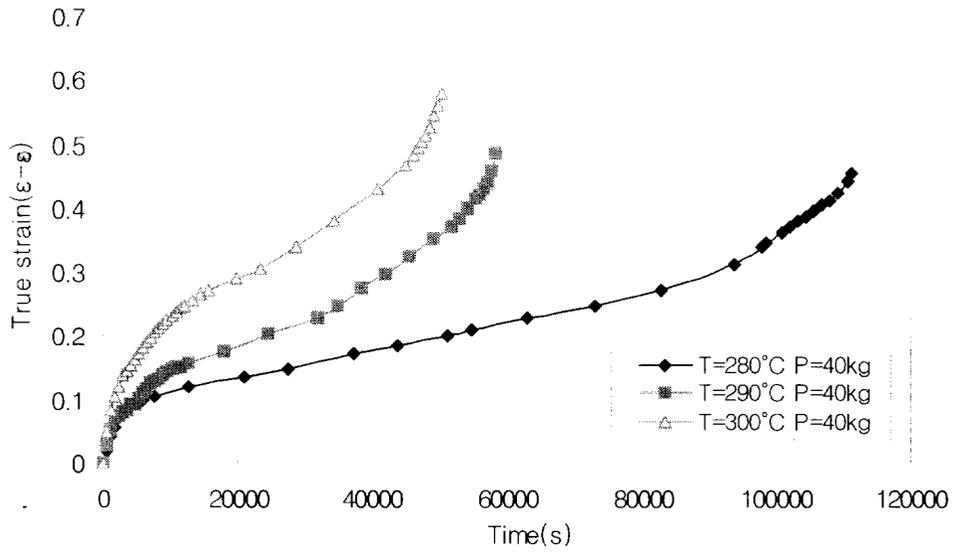


Fig.10 Family of creep curves at 40kg_f

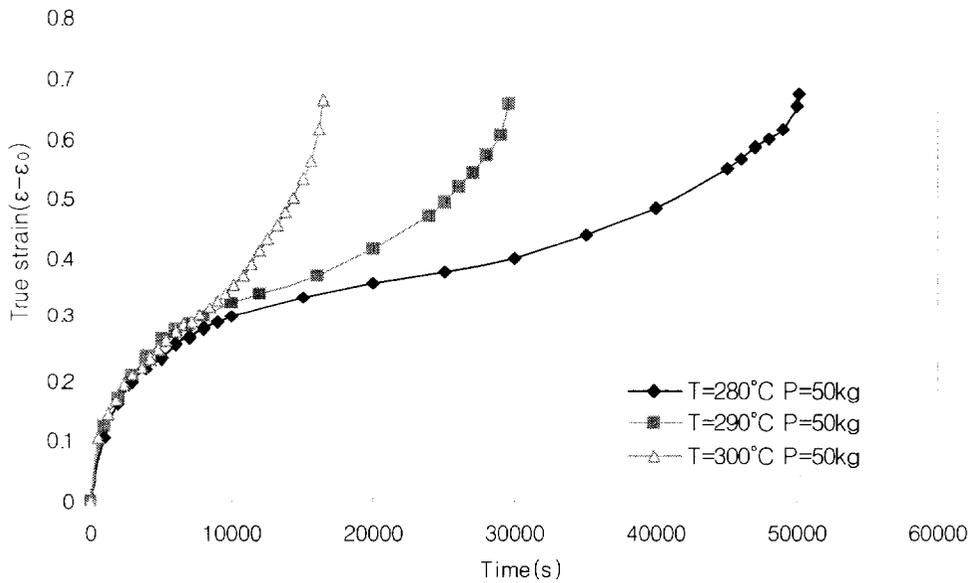


Fig.11 Family of creep curves at 50kg_f

4.1. 크리이프 활성화 에너지 측정결과

대수 변형률과 온도사이의 관계에서 구한 기울기와 일반 기체상수(R)을 곱하여 200~220°C, 280~300°C 조건하에서 활성화 에너지를 계산했다. Fig.12는 응력이 6.37~9.55kgf/mm², 온도가 200~220°C인 조건하에서의 대수변형률과 온도사이의 관계를 나타낸 것이다. 여기서 응력이 6.37, 7.96 및 9.55kgf/mm²일 때 각각 활성화 에너지는 149.56, 144.95 및 141.15kJ/mol로 평균치는 대략 145.22kJ/mol로 나타났다.

Fig.13은 응력이 2.39~3.98kgf/mm², 온도가 280~300°C인 조건에서의 대수 변형률과 온도사이의 관계를 나타낸 것이다. 응력이 2.39, 3.18 및 3.98kgf/mm²일 때 각각의 활성화 에너지는 134.37, 129.33 및 123.79kJ/mol로 평균치는 129.16kJ/mol로 나타났다.

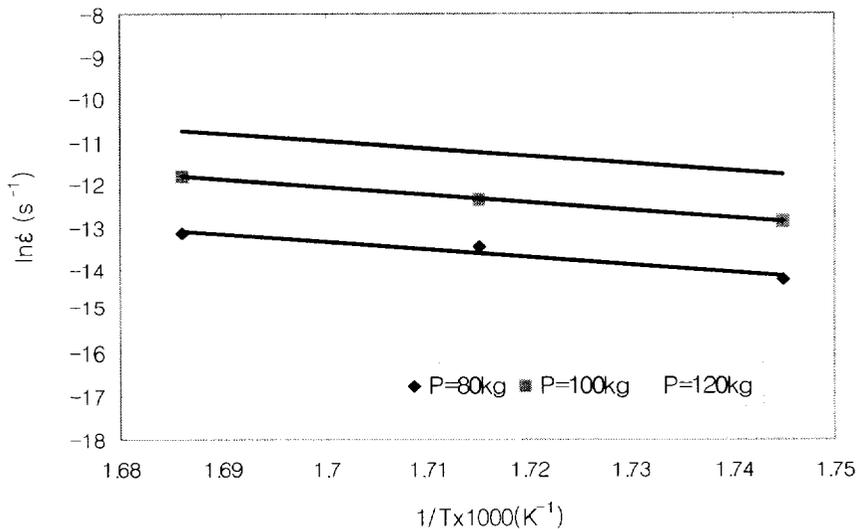


Fig.12 Creep rate vs. the inverse of temperature at load of 80~120kgf

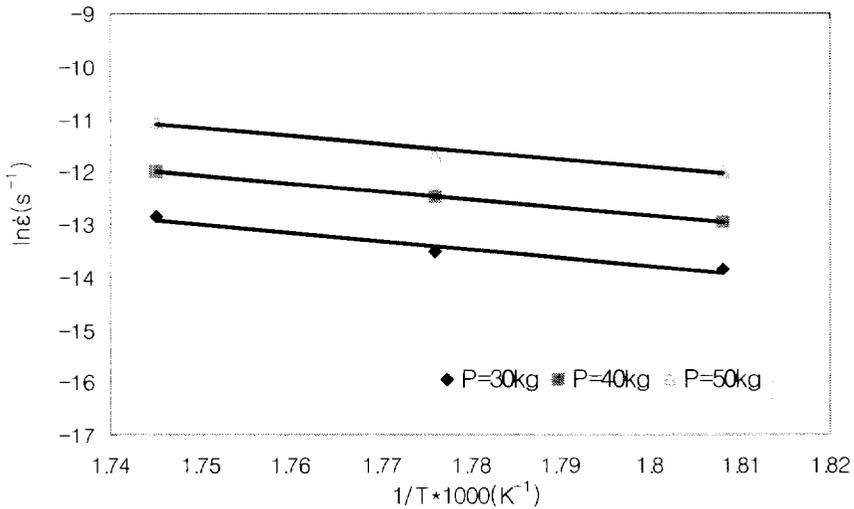


Fig.13 Creep rate vs. the inverse of temperature
at load of 30~50kgf

한편 Al원소가 Mg기저 안에서 확산할 때의 활성화 에너지 값은 143kJ/mol로 알려져 있어¹³⁾ 이 내용을 참고하면 200~220°C 구간에선 전위상승이고 280~300°C 구간에선 전위활주로 추측된다.

여기서 응력이 증가할수록 활성화 에너지가 감소하는 경향이 나타나는데 이 사실은 다음과 같이 Seeger¹⁴⁾, Breen과 Weertman¹⁵⁾, Vladimiraba¹⁶⁾ 및 Gold¹⁷⁾ 등의 연구에서 설명된다.

Seeger의 설명에 따르면 크리이프는 열적 활성화 과정으로 외부 응력이 크리이프 변형을 저지하는 장애를 낮게 하여 활성화 에너지 Q_c 는 응력에 관계되어 식(12)와 같이 표시하였다.

$$Q_c = Q_{sd} - Vf(\sigma) \quad (12)$$

Breen과 Weertman 등은 다결정 주석으로 실험하여 외부응력의 감소에 따라 활성화 에너지는 증가함을 보였고 Vladimirova는 Al과 Al-Mg 합금에서의 Q_c 는 식 (13)과 같다.

$$Q_c = Q_{sd} - \gamma\sigma \quad (13)$$

또한 Gold 등은 저온이고 고 응력상태에서 α 철의 활성화 에너지를 관찰한 결과 다음과 같이 응력이 증가함에 따라 활성화 에너지는 감소하는 식(14)와 같다.

$$Q_c = (67000 - 0.147\sigma) \text{ cal/mol} \quad (14)$$

여기서 σ 의 단위는 psi이다. 결국 활성화 에너지는 외부 응력의 증가에 따라 감소하여 이것은 본 실험결과와 일치한다.

그리고 이러한 조건에서는 Al원소가 Mg기저 안에서 확산할 때의 활성화 에너지 값은 143kJ/mole과 거의 일치하거나 적어서 Sherby와 Burke의 제의에 따르면 각각 전위상승, 전위활주에 의해서 변형이 주도된다고 예상할 수 있다.

4.2. 크리이프 속도의 응력 의존성

응력지수의 값을 구하기 위해서 다음 식(7)을 이용했다. 여기서 작용응력 σ_1, σ_2 하에서 정상 상태의 크리이프 속도는 각각 $\dot{\epsilon}_1$ 및 $\dot{\epsilon}_2$ 이다. 응력지수 n 값은 대수변형률과 대수 응력의 그래프에서 직선의 기울기로 표시된다. Fig.14와 Fig.15 등은 200~220°C 및 280~300°C에서 크리이프 속도와 응력과의 관계를 나타낸 것이다.

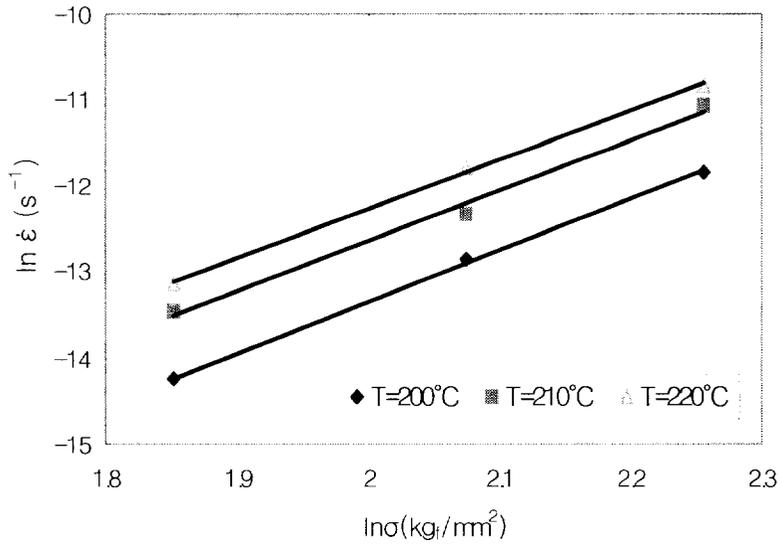


Fig.14 Stress-dependent of creep rate under 200~220°C

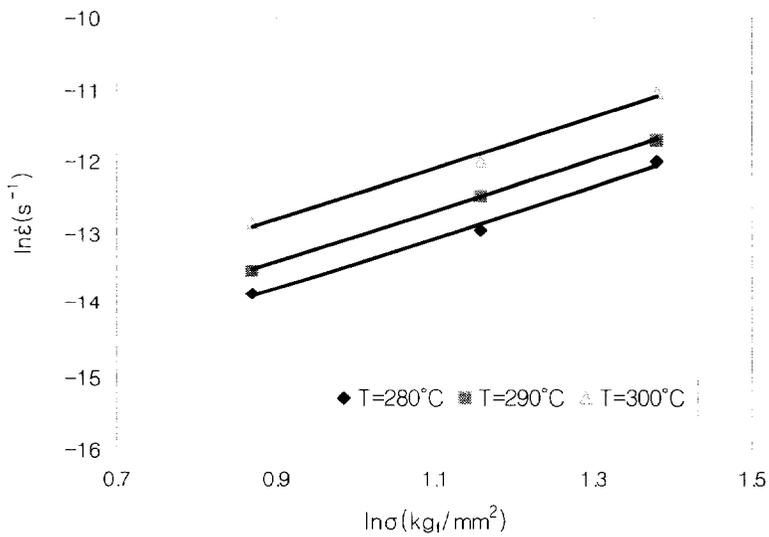
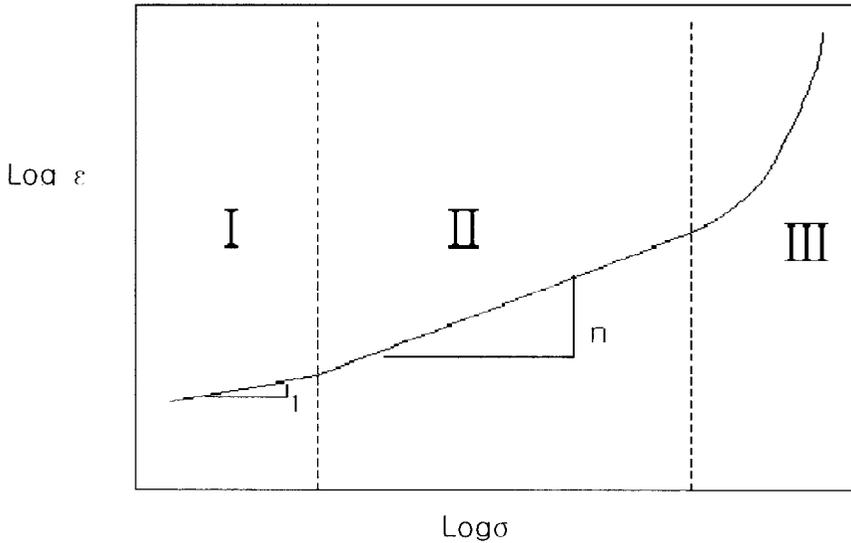


Fig.15 Stress-dependent of creep rate under 280~300°C

여기서 온도가 200~220°C, 응력이 6.37~9.55kgf/mm²인 조건에서의 응력지수값은 각각 5.93, 5.86 및 5.76으로 약 5.85으로 나타났다. 또한 온도가 280~300°C, 응력이 2.39~3.98kgf/mm²인 조건에서의 응력지수 값은 3.67, 3.59 및 3.52으로 약 3.59정도로 두 조건 모두 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향이 나타났다.

응력지수로서 예상되는 변형기구를 고찰하기 위해서 Sherby와 Burke의 연구를 언급하면 크리이프 속도와 부과응력의 사이에는 Fig.16 에서 보는 바와 같이 3영역이 있다. 즉 I 영역과 II영역은 변형속도가 응력의 n승에 비례하는 식으로 표시되는 크리이프 변형, 즉 “power law of creep” 이라 한다. 다시 말하면 제 I 영역에서는 0.8T_m 이상으로 확산이 주로 변형을 주도하고 응력지수 n값은 1이 된다.

제 II 영역에서는 온도가 0.5T_m이상으로 전위활주와 전위상승이 변형을 지배하며 응력지수 n값은 각각 3, 5가 된다. 또한 III영역은 크리이프 변형속도가 응력의 지수함수에 비례하여 증가함을 알 수 있고 실험적으로 III영역이 발생하는 것은 낮은 온도에서 높은 응력을 작용하는 경우이다. 이러한 현상을 좀 더 자세히 설명하기 위해서 앞의 고온 크리이프 이론을 다시 살펴보면 Weertman, Barrett와 Nix, Lagneborg 등이 제의한 전위상승 이론에서 정상 크리이프 속도는 응력의 4~5승에 비례하고 Weertman과 Friedel의 전위 활주모델에 의하면 정상 크리이프 속도는 응력의 3승에 비례한다고 하여 결국 앞에서 언급한 여러 전위상승 및 활주이론은 전부 멱 함수식 $\dot{\epsilon} = A\sigma^n$ 으로 된다.(Sherby와 Burke논문의 II영역) Nabarro와 Herring에 의해서 제의된 확산크리이프 이론에서 결정입도가 커지면 괄호내의 두 번째 항이 1보다 훨씬 적어지고 온도가 극히 높으면 결정입도가 자연히 성장하여 D_B/D_v의 값이 크게 감소하므로 이식은 다음 식으로 변형된다.



- I : $T > 0.8 T_m$: Stress directed diffusion
- II : $T \geq 0.5 T_m$: Dislocation climb
 $n=3, Q_C=Q_{sd}$
 Dislocation glide
 $n= 3, Q_C < Q_{sd}$
- III: $T < 0.4 T_m$: Dislocation intersection:
 $\dot{\epsilon} = a' \exp(\beta\sigma) \quad Q_C \ll Q_{sd}$
- } $\dot{\epsilon} = A\sigma^n$

Fig.16 Influence of stress on steady state creep rate for a typical pure polycrystalline metal

또한 온도가 비교적 낮아서 괄호의 둘째항의 기여도가 커져 D_B/D_V 값이 상당히 커질 때는 다음과 같이 변형된다.

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{14\pi\Omega A_b D_B}{KTd^3} \cdot \sigma \quad (15)$$

위의 두 가지 경우 변형률 속도의 응력의존성은 동일하고 응력에 일차적으로 비례하는 것, 즉 $n=1$ 이 됨을 알 수 있다.(Sherby와 Burke논문의 I 영역)

고 응력에서는 응력과 변형률 속도관계는 지수 함수적 관계이고 이것은 다음과 같이 설명된다. 고 응력에서는 교차 슬립 과정에 의해 공공(Vacancy)이 과다하게 발생하여 전위 상승과정을 도와 결과적으로 크리이프 변형이 쉽게 일어날 수 있다. 저 응력일 경우는 공공이 과다하게 발생하지 않고 열적 평형공공들이 상승 과정을 지배한다고 가정하면 Barret와 Nix의 전위 조그 크리이프 이론에서 전위는 항상 공공의 소우스(Source) 또는 싱크(Sink)로서 작용하고 있다. 공공을 방출하는 전위에서의 농도는 식 (16)과 같다.

$$C=C_0\exp(-N_0b^2/KT) \quad (16)$$

크리이프 속도는 공공의 농도구배에 비례하고 다음과 같이 식(17), (18)로 표시된다.

$$\dot{\epsilon}=KC_0[\exp(-N_0b^2/KT)-\exp(-N_0b^3/KT)] \quad (17)$$

또는

$$\dot{\epsilon}=K'\sinh(N_0b^3/KT) \quad (18)$$

온도가 비교적 낮고 응력이 커지면 식(19)로 나타낼 수 있다.

$$\dot{\epsilon}=K'\exp(\beta\sigma) \quad (19)$$

Sherby 와 Burke의 이론에 따르면 III영역에 해당한다.

본 실험결과의 Fig.14 및 Fig.15에 있어서 200~220°C와 280~300°C에서는 맥 함수법칙을 잘 만족하고 측정된 응력지수 값은 다소 높게 측정되었다.

4.3. 크리이프 파단수명

Photo.4는 크리이프 실험을 통해 파단 된 시편이다.

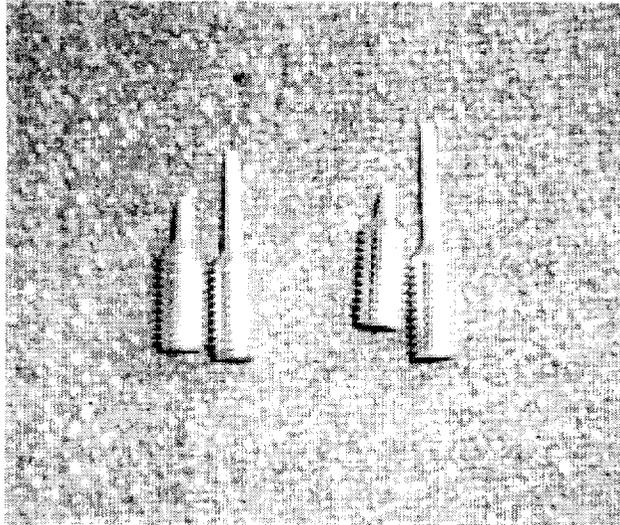


Photo.4 Shape of the creep rupture specimen

어느 온도에서 파단수명을 알고 있을 때 다른 온도범위에서의 파단수명을 예측하기 위해 식(20)과 같이 Larson-Miller Parameter (LMP)를 이용하였다.

$$P = (T+460)(C+\log t_r) \quad (20)$$

위식에서 C는 Table 3의 데이터를 이용하여 온도의 역수와 로그를 취한 파단시간의 좌표에서 외삽법으로 절편을 구하여 얻어질 수 있는 상수 값이고 일반적으로 20~23의 값을 가진다. 본 실험에서는 21을 사용하였다. 여기서 구한 LMP와 응력과의 관계를 Fig.17에 나타내었다.

Fig.17로부터 특정온도 특정하중에서의 파단수명을 예측할 수 있고 그 식은 (21), (22)와 같다.

$$\log \sigma = -0.18(T+460)(\log t_r+21)+4.93 \quad (21)$$

$$\log \sigma = -0.25(T+460)(\log t_r+21)+7.03 \quad (22)$$

응력조건 6.37~9.55kgf/mm²군에서는 (21)식으로, 응력조건 2.39~3.98kgf/mm²군에서는 (22)식으로 파단수명을 예측할 수 있다.

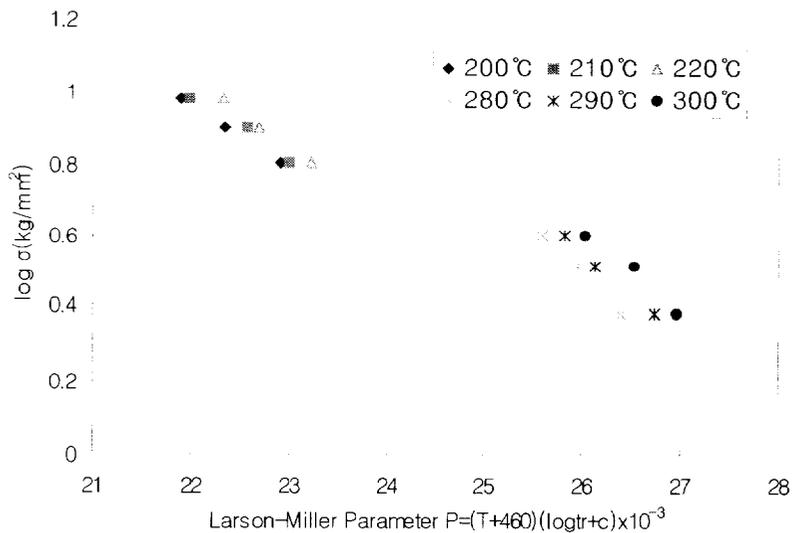


Fig.17 Relationship between Larson-Miller parameter and stress

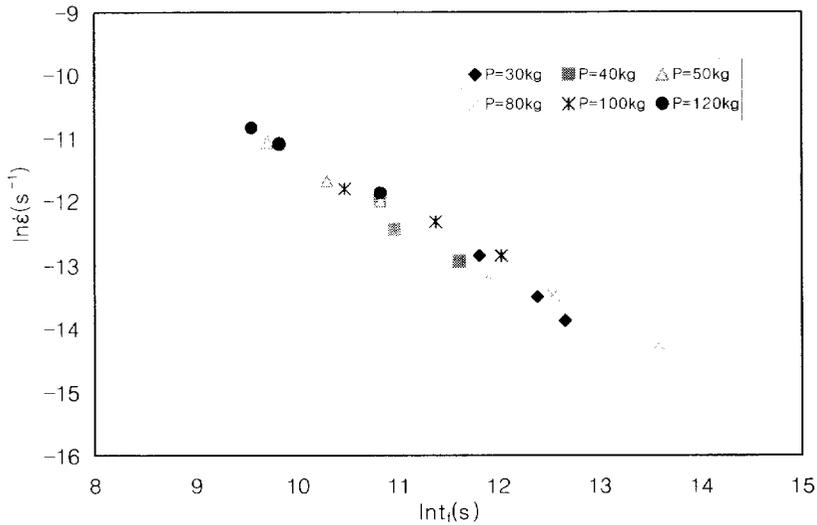


Fig.18 Relation between rupture life and temperature

Fig.18은 정상크리이프 속도와 파단시간과의 관계를 나타낸 그래프이다. 가로축을 파단시간, 세로축을 정상크리이프 속도로 두면 서로 선형적으로 반비례함을 알 수 있고 파단시간과 크리이프 속도와의 곱은 일정한 상수 값으로 나타난다. 이러한 실험결과는 Ashby, Monkman과 Grant, Raj의 이론에서 설명할 수 있듯이 파단시간과 정상크리이프 속도의 관계를 서로 선형적으로 반비례 관계가 됨을 알 수 있다.

Fig.18로부터 파단시간과 크리이프 속도와의 관계를 알 수 있고 그 식은 (23)과 같다.

$$\ln \dot{\epsilon} = -0.88 \ln t_r - 2.45 \quad (23)$$

5. 결론

이상과 같이 온도조건 200~220°C 응력조건 6.37~9.55 kgf/mm², 온도조건 280~300°C 응력조건 2.39~3.98kgf/mm²상태 하에서 실험을 한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 200~220°C 응력조건이 6.37~9.55kgf/mm²인 경우의 크리이프 변형속도의 온도 의존성은 대략 5.85로 나타났고 측정된 크리이프 활성화 에너지는 대략 145.22kJ/mole로 나타났다.

2) 280~300°C 응력조건이 2.39~3.98kgf/mm²인 경우의 크리이프 변형속도의 온도 의존성은 대략 3.59로 나타났고 측정된 크리이프 활성화 에너지는 대략 129.16kJ/mole로 나타났다.

3) 위 결과로 보아 온도조건 200~220°C, 응력조건 6.37~9.55kgf/mm²인 조건에서의 변형기구는 전위상승, 온도조건 280~300°C 응력조건 2.39~3.98kgf/mm²인 조건에서의 변형기구는 전위 활주로 추측된다.

4) 파단시간과 정상크리이프 속도의 관계는 서로 선형적으로 반비례 관계가 되었고 그 식은 $\ln \dot{\epsilon} = -0.88 \ln t_r - 2.45$ 와 같이 나타났다.

또한 Larson-Miller 파라미터를 이용하여 파단 수명을 예측할 수 있었고 식은 응력조건 6.37~9.55kgf/mm², 2.39~3.98kgf/mm²군에서 각각 $\log \sigma = -0.18(T+460)(\log t_r+21)+4.93$,

$\log \sigma = -0.25(T+460)(\log t_r+21)+7.03$ 으로 나타났다.

(부록) 운용 소프트웨어 사용법

프로그램 운용 시 메뉴의 구성은 크게 파일관리, 설정 및 분석 3가지로 구분된다.

1. 파일 관리

㉠ - 불러오기

앞에서 실험한 자료 중 하나를 선택해서 불러올 수 있다. 불러오기를 선택하면 화면에 그래프와 데이터, 각종 시험 환경에 대한 정보가 같이 나타난다.

㉡ - LOT 불러오기

불러오기와 동일한 화면이 나타난다. 불러오기에서는 한 좌표에 하나의 그래프만 불러올 수 있지만 LOT 불러오기를 실행하면 한번에 여러 개의 연속되는 그래프를 표시할 수 있는 차이점이 있다.

㉢ - 종료

선택 후 실행하면 아래와 같은 선택 사양을 묻는 메시지가 나타난다.

종료하시겠습니까? [Y/N]

이 때 Y를 누르면 프로그램이 종료되어 DOS상태로 복귀하고 N을 누르면 종료가 취소된다.

2. 설정

㉠ 표시범위 설정

하중, 변위, 시간, 즉 Y축과 X축의 값을 설정, 변경할 수 있다. 선택 후 실행하면 아래와 같은 선택 메뉴가 나타난다.

기 준	변 위	시 간
X축 설정	0.00	60 sec
Y축 설정	0	20 mm

←, →, ↑, ↓ 키를 이용하여 원하는 위치에서 수치를 입력한 후 Esc를 누르면 주 메뉴로 복귀하며 설정된 값으로 변경된다.

㉡ 시험환경 설정

커서를 이동하면 아래와 같은 영역이 표시된다.

↑, ↓ 를 사용하여 메뉴바를 이동하면 원하는 시험환경을 정의한다.

모두 정의 후 Esc를 눌러 주메뉴로 복귀하면 새로 지정된 환경으로 갱신된다.

시 험 종 류	일정하중시험
단 위	mm/sec
사 용 하 중	1000 kgf
변 위 계	Extension
변 위 채 널 2	50 mm
시 험 간 격	1000 sec
저 장 간 격	0 sec
그 래 프 개 수	1 - 1
그 래 프 간 격	0.00 sec

㉔ 시험 데이터 설정

메뉴를 선택하여 시험 데이터를 정의한다.

항 목	세 부 항 목	선 택 방 법
시 험 시 간		자동 설정
시 험 자		Key-in
품 명		Key-in
규 격		Key-in
시 험 온 도	300 ℃	Key-in
승 온 시 간		Key-in
온 도 일 정 시 간		Key-in
L O T 번 호	MG - 1	Key-in
사 각 폭	0.00 mm	Key-in
두께	0.00 mm	Key-in
외 경 지름	4.00 mm	Key-in
두께	0.00 mm	Key-in
단 면 적	12.57 mm ²	자동 계산
표 점 거 리	16.30 mm	Key-in

㉕ CALIBRATION

초기값을 재설정하여 주는 작업을 한다.

아래의 Default 값은 고정이므로 절대로 변경하지 않는다.

채 널	초기 전압	초기값	스판전압	스판값	계 수	표시기
Ch#2	0.000	0.0	10.00	50.0	5.00	0.00 mm

3. 분석

㉖ 텍스트 분석

시험 종료 후 데이터 파일을 이용하여 시험 결과를 수치로 분석할 수 있는 기능이다. 텍스트 분석은 불러오기 또는 LOT불러오기가 선택된 상태에서만 TEXT 분석 화면이 표시된다.

Graph Data ---> Text Data

Text Data는 UTM Directory에 Data.txt File로 만들어진다.

DOS에서 Printer 출력이 가능하다.

② 그래프 분석

시험 종료 후 데이터를 이용하여 저장된 각 개소별로 하중 및 변위값을 알 수 있다. 주 메뉴 [파일관리]에서 보조메뉴 [불러오기]를 선택한 후 그래프 분석을 실행하면 화면에 그래프와 함께 청색선이 표시된다. , , ,  키를 사용하여 커서를 이동하면 화면의 우측 하단에 [모니터 영역]에 데이터가 표시된다.

- ,  : 청색 십자선을 1칸 씩 좌우로 이동
- ,  : 청색 십자선을 10 칸 씩 좌우로 이동
-  + ,  : 청색 십자선을 50칸 씩 좌우로 이동
-  +  : 그래프 분석 중 프린터 출력이 가능

③ 거친 그래프를 편집하는데 사용한다.

선택 후 선택하면 잠시 후 정형화된 그래프가 화면에 나타나며 다음과 같은 메시지가 나타난다.

데이터를 변화 중입니다.

설정이 끝나면 Esc를 눌러 주 메뉴로 복귀한다. 이때 아래와 같은 메시지가 나타난다.

변환한 데이터를 저장하시겠습니까? [Y/N]

Y 를 누르면 데이터파일의 갱신이 이루어지고 N 을 누르면 메뉴 지정이 취소된다.

참고문헌

- 1) F.R.N. Nabarro, In Report of a Conference on the Strength of Solids, The Physical Society, London, p.75, 1948
- 2) C. Heering, J. of Appl. Phys. Vol.21, p.437, 1950
- 3) I.J. Polmear, Proceedings of International Conference on Recent Advances in Science and Engineering of Light Metal, Japan Inst. Light Metals, p.201, Tokyo, 1991
- 4) W. F. Sheerly and R. R. Nash, Trans. Metall. Soc. AIME Vol. 218, p.416, 1960
- 5) C. Sheldon Roberts, Magnesium and Its Alloys, John Wiley and Sons, Inc., pp.158~159, 195
- 6) O.D. Sherby, J.L. Lytton, and J.E. Dorn: Acta. Met. Vol.5, pp.219~227, 1957
- 7) H.I. Huang, O.D. Sherby, and J.E. Dorn: Trans. AIME, J. of metals, pp.1385~1388, 1956
- 8) F. Garofalo, Trans. AIME, Vol.227, pp.351~356, 1963
- 9) A. Seeger, Phil. Mag., Vol.45, Ser.7, pp.771~773, 1954
- 10) J. Breen and J. Weertmann, Trans. AIME, Vol.203, pp.1230~1234, 1955
- 11) O.D. Sherby and P.M. Burke, Progress in Material Science, Vol.13, pp.325~390, 1968
- 12) J. Weertmann, Trans. AIME, Vol.218, p.207, 1960
- 13) S. S. Valgarali and T. G. Langdon, (1982), Acta metal., Vol.30,p.115
- 14) A. Seeger, The Temperature Dependence of the Critical Shear Stress and of Work Hardening of Metal Crystals, Phil.

- Mag., Vol.45, pp.771 ~ 773, 1954
- 15) J. Breen, and J. Weertman, Creep of Polycrystalline Tin, Trans, AIME, Vol. 203, pp.1230 ~ 1234, 1955
 - 16) C.V Vladimiloba, and V.A. Likhachov, Activation Energy of Creep process of Metals, Fiz metal metalloved, Vol. 28, No. 4, pp.165 ~ 169, 1969
 - 17) K. Linga Murty, M. Gold, and Arthur L. Ruoff, High-Temperature Creep Mechanisms in a Iron and Other Metals, J. of App. Phy., Vol.41, pp.4917 ~ 4927, 1970

감사의 글

대학원 학업이 이제 서야 결실을 맺게 되었습니다. 그동안 많은 실패와 좌절을 겪기도 했지만 여러 교수님들의 관심과 질책, 그리고 많은 격려 속에서 이렇게 한 편의 논문을 완성할 수가 있었습니다. 저의 논문이 완성되기까지 학문적인 지도를 아낌없이 해주신 여러 교수님께 먼저 깊은 감사를 드립니다. 특히 대학원 전 과정을 통하여 아낌없이 지도로 이끌어 주신 강대민 지도교수님께 먼저 감사드리며, 본 논문을 심사하여 주신 광재섭 교수님, 류인일 교수님 그리고 과내 여러 교수님께 감사드립니다. 여러 교수님께서 주신 아낌없는 지도를 영원히 잊지 않고 간직하도록 하겠습니다.

오늘이 있기까지 끊임없는 교육열과 사랑으로 항상 저의 뒷바라지를 해주신 부모님의 은혜에 무엇보다도 감사드리며, 이 모든 영광을 돌리고 싶습니다. 항상 아들의 의견을 존중해주시고, 관심을 두심에 있어서 모자람 없이 보살피 주신 부모님의 은혜는 평생 잊지 않고 보답해 드리겠습니다. 그리고 항상 기도로서 후원해 주신 형과 형수님, 힘들 때 아픔을 같이해준 진목이 외 여러 친구들과 이 기쁨을 같이하고 싶습니다.

끝으로 부족한 저에게 성심껏 지도해주신 강대민 교수님께 다시 한번 감사드립니다.