

<論 文>

Al 7075 합금의 크리이프 변형기구에 관한 연구

백 남 주* · 강 대 민** · 백 성 관***

(1984년 12월 20일 접수)

A Study on the Creep Mechanism of Al 7075 Alloy

Nam Ju Baek, Dae Min Kang and Sung Kwan Paik

Key Words: Deformation Mechanism(변형기구), Activation Energy(활성화 에너지), Stress Exponent(응력지수)

Abstract

The apparent activation energy Q_c and the applied stress exponent n have been determined during creep of Al 7075 alloy over the temperature range of 90°C to 320°C ($0.4 \sim 0.65T_m$) and stress range of 1.85 kgf/mm² to 21 kgf/mm², respectively, in order to investigate the creep behavior. Constant load creep tests were carried out in the experiment.

At around the temperature of 200°C~240°C and under the stress level of 8.13~9.55kgf/mm² and again at around the temperature of 280°C~320°C and under the stress level of 1.85~2.55kgf/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 to that of the volume self diffusion of pure aluminum (34kcal/mole). But at around the temperature of 90°C and under the stress level of 10~21kgf/mm², the creep behaviour did not obey a simple power-law relation and the apparent activation energy, Q_c was 26.01 kcal/mole.

From the above facts, at around the temperature of 200°C~240°C and 280°C~320°C, the creep deformation for Al 7075 alloy seemed to be controlled by dislocation climb but at 90°C, by cross slip over the range of experimental stress conditions.

기 호 설 명

$\dot{\epsilon}$: 크리이프 속도(hr⁻¹)
 $\dot{\epsilon}_s$: 정상 크리이프 속도
 σ : 작용 응력
 R : 일반 기체상수
 D_v : 자기 확산계수
 b : 버어거스 팩타
 E : 탄성계수

N : 전위 생성원의 수
 L : 전위 이동의 평균 자유경로
 θ : 전위의 선장력
 Ω : 원자체적
 d : 입자크기
 D_v : 체적 확산계수
 D_B : 입계 확산계수
 δ : 확산에 대한 입계의 유효단면적
 ρ : 이동나사 전위밀도
 l : 조그 (jog)간의 평균거리
 D : 화학적 상호 확산계수

* 정회원, 부산대학교 공과대학 생산기계과

** 정회원, 부산대학교 대학원

*** 국방품질검사소

- Q_c : 활성화 에너지
- $A(\sigma)$: 주로 응력에 관계되고 짧은 구간의 온도범위에서 온도에 거의 무관한 조직에 따른 일정상수
- $f(\sigma)$: 응력에 관계되는 상수
- T : 온도
- T_m : 용융온도
- Q_{id} : 자기 확산계수
- K', A', β : 상수
- C_0 : 평형상태 공공의 농도
- N : 응력 집중인자
- V : 활성화 부피
- γ : 조직에 따른 매개 계수

1. 서 론

현대 기술이 진보됨에 따라 고온에서 크리이프 변형과 파단을 억제하는 재료개발을 위하여 크리이프 변형기구에 대한 연구가 필요하게 되었다.

크리이프 변형기구중 고온에서 ($0.8T_m$ 이상) 주로 일어나는 확산 크리이프에 관한 연구⁽¹⁾로는, Nabarro와 Herring, Coble 등에 의하여 고온이고 낮은 응력하에서 크리이프 변형이 용이하게 되는것은 작동된 응력

에 의하여 유도된 원자들의 확산의 결과라고 제안하고, 변형속도가 응력에 1차적으로 비례함을 보였다.

약 $0.4T_m \sim 0.7T_m$ 의 온도 범위에서 발생하는 전위 크리이프에 관한 연구⁽²⁾로는 Lagneborg가 Mott에 의하여 제안된 회복 크리이프 이론을 전위 밀도의 온도와 응력의 의존성을 감안하여 이론식을 제시하였다. Weertman은 고온에서 많은 열평형 Vacancy가 pile-up된 전위 주위의 높은 응력에 의하여 이동되어 전위의 상층을 조장하고 재료를 연화시키면서 크리이프 변형이 계속 진행되게 하므로 전위의 상승속도가 크리이프 변형속도에 크게 영향을 준다고 가정하여 탄성계수, 자기확산 에너지와 응력의 항으로 이차 크리이프 속도를 나타내는 등 많은 연구가 진행되고 있다.

한편 항공기 재료(동체, 날개등)에 많이 쓰이고 있는 Al 7075 합금의 크리이프 특성에 관한 연구로는 J.D. Embury와 B.A. Wilcox⁽³⁾에 의해 고온에서 정상 크리이프 속도에 대한 미세 조직의 영향이 설명되었지만 아직도 Al 7075 합금의 크리이프 특성에 관한 연구보고서와 변형기구에 관한 연구는 드물다.

본 연구에서는 Al 7075 합금의 응력지수 값과 활성화 에너지값을 이용하여 변형을 주도하는 기구를 규명하는데 그 목적이 있다.

Table 1 Theories of creep deformation mechanisms

Dislocation climb theories	Dislocation glide theory	Diffusional creep theory	Jog model of screw dislocation
(1) Weertman theories ^(1,3) $\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right)$ A : a constant dependent on temperature n' : a constant about equal to 4.5 $\dot{\epsilon}_s = \frac{BD_s\sigma^{4.5}}{b^{1/2}N^{1/2}G^{3.5}KT}$ B : a constant about equal to 0.2 $\dot{\epsilon}_s = \text{const} \cdot Q_{id} \cdot (\sigma/E)^{4.5}$	(1) Weertman and Friedel ⁽¹⁾ $\dot{\epsilon}_s = \text{const} \cdot D \cdot \left(\frac{\sigma}{G}\right)^3$	(1) Nabarro and Herring theory ⁽¹⁾ $\dot{\epsilon}_s = \frac{14Q\sigma}{RT} \cdot \frac{1}{d^2} \cdot D_v \cdot \left[1 + \frac{\pi\delta}{d} \cdot \frac{D_B}{D_v}\right]$	(1) Barrett and Nix ⁽⁴⁾ $\dot{\epsilon}_s = C \cdot D_s \cdot \rho \cdot \sinh\left(\frac{\sigma b^2 l}{RT}\right)$ C : a constant about equal to 20. (2) Pathutova, Cadek, Rys ⁽⁵⁾ $\dot{\epsilon}_s = A'' \exp\left[-\frac{Q_c}{RT}\right] \cdot \sinh\left(\frac{B'\sigma}{RT}\right)$ A'' : a constant dependent on stress and structure B' : constant
(2) Lagneborg theory ⁽¹⁾ $\dot{\epsilon}_s = \frac{2b^2 L \theta D_s}{RT} \cdot \left(\frac{\sigma}{\alpha G b}\right)^4$			
(3) Barrett and Nix ⁽¹⁾ $\dot{\epsilon}_s = \text{const} \cdot D_s \cdot \frac{b^2 \lambda}{RT} \cdot (\sigma/E)^4$			

2. 이 론

2.1. 고온 크리이프 이론

지금까지 연구되고 있는 여러가지 고온 크리이프 이론을 살펴보면 앞의 Table 1과 같다.

2.2. 크리이프의 변형기구

일정한 크리이프 조건하에 재료에 따라서는 자기 다른 고유의 변형이 발생한다. 따라서 이에 대한 원인을 분석하므로써 크리이프 변형을 이론적으로 해석 가능할 뿐만 아니라 이러한 변형기구를 이용, 실제 크리이프 변형을 억제시키는 방법을 모색하여 크리이프 변형에 대한 저항이 큰 신재료 개발을 가능하게 할 수 있다. 이러한 변형기구를 파악하는데 주된 요인이 되는 응력지수, 활성화 에너지등을 파악하면 다음과 같다.

(1) 응력지수

크리이프 변형속도가 작용응력에 대하여 몇 법칙관계로 만족한다면

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \tag{1}$$

여기서 A와 n는 일정온도에서의 상수이다.

양변에 대수를 취하면

$$\log \dot{\epsilon} = \log A + n \log \sigma \tag{2}$$

또한 온도조건을 일정하게 하면 A는 일정상수가 되어 log A는 상수 B̄로 둘 수 있다.

$$\bar{B} = \log \dot{\epsilon}_1 - n \log \sigma_1 = \log \dot{\epsilon}_2 - n \log \sigma_2$$

$$\therefore n = \frac{\log(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1)}{\log(\sigma_2/\sigma_1)} \tag{3}$$

이 식에서 응력지수 n는 응력의 변화에 따른 변형률항으로 표시되어 응력지수 값을 계산할 수 있다.

(2) 크리이프의 활성화 에너지

크리이프의 변형은 열적 활성화 과정이므로 Arrhenius 식을 사용하면 활성화 에너지는 다음과 같이 표시된다.

$$\dot{\epsilon} = A(s)f(\sigma)\exp\left[-\frac{Q_c}{RT}\right] \tag{4}$$

Bayce⁽⁶⁾에 의하면 A(s)와 f(σ)는 따로 분리할 수 없고 주로 응력에 따른 일정상수 B₁라고 하여

$$\dot{\epsilon} = B_1 \cdot \exp\left[-\frac{Q_c}{RT}\right] \tag{5}$$

로 표시될 수 있다. 만약 주어진 온도에서 B₁ 값과 크리이프 속도를 동시에 구할 수 있다고 한다면 Q_c는 구해질 수 있으나 B₁은 측정되는 양이 아니다.

그러나 응력이나 σ(ε₀)/E(T)의 값이 일정하고 두

온도 구간이 크지 않으면 B₁는 일정하다고 가정할 수 있어 활성화 에너지를 다른 두 온도에서의 크리이프 속도로 다음과 같이 표시할 수 있다.

$$B_1 = \dot{\epsilon}_1 \exp\left[\frac{Q_c}{RT_1}\right] = \dot{\epsilon}_2 \exp\left[\frac{Q_c}{RT_2}\right] \tag{6}$$

따라서

$$Q_c = R \cdot \frac{T_1 \cdot T_2}{T_2 - T_1} \ln \frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \tag{7}$$

위의 식 (5)를 변형하면

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln B_1 - \frac{Q_c}{R} \cdot \frac{1}{T} \tag{8}$$

위 식 (8)은 lnε-1/T의 좌표에서 직선으로 표시되어 이 직선의 절편은 lnB₁이고 기울기는 -Q_c/R가 되어 활성화 에너지는 다음과 같이 계산된다.

$$Q_c = -R \times (\text{기울기}) \text{ (kJ/mole)} \tag{9}$$

3. 실험방법

3.1. 시 편

Al 7075 합금 봉재를 Fig. 1과 같이 NC 선반 가공하여 50mm의 게이지 길이와 10mm 게이지 직경이 되게 하여 Fig. 2의 조건에 맞게 T₀로 열처리하였다. 재료의 화학적 성분과 기계적 성질은 Table 2, Table 3과 같으며 아랫칸에 적힌 값은 "Aluminum standard & data"에서 참조한 것이다. 여기서 인장시험은 Tinus Olsen 사의 super-L 인장시험기를 이용하여 10mm/min 속도로 행했다. 경도시험은 Detroit Testing M/C Co. 사의 HB-2Brinell 경도계를 이용하여 실시했고 화학성분분석은 발광 분광 분석장치(spectrometer)를 사용했다.

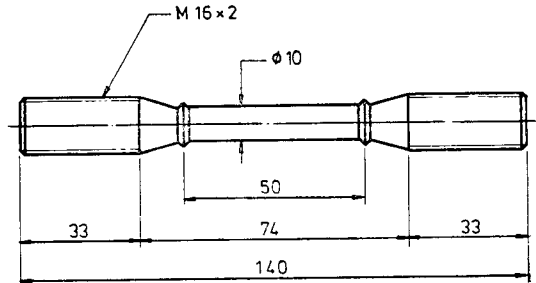


Fig. 1 Creep specimen (mm)

Table 2 Chemical composition Wt.(%)

Material	Cu	Cr	Mn	Si	Fe	Zn	Mg	Ti
Al 7075	1.48	0.18	0.02	0.12	0.19	5.49	2.40	0.14
	1.2~2.0	0.18~0.35	0.30	0.4	0.5	5.1~6.1	2.1~2.9	0.2

Table 3 Mechanical properties

Material	Y/S(kgf/mm ²)	T/S(kgf/mm ²)	Elongation(%)	Hardness(BHN)
Al 7075	52.7	62.2	17	147
	51.33	58.37	11	150

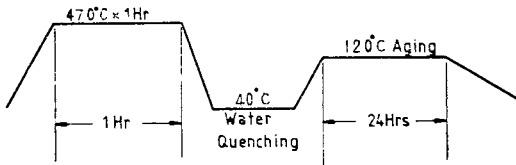


Fig. 2 Heat treatment (T₆)

3. 2. 실험장치 및 조건

실험에 사용한 크라이프 시험기는 동경시험기 회사의 모델 CRL-3000으로 허용최대하중은 3톤이고 레버 비는 20 : 1이다. 로의 최대온도는 850°C이며 로 온도는 자동 온도 조절장치로서 설정할 수 있다. 시편의 변형량은 유도 변환기와 다이알 게이지를 사용하여 관찰하였고 시험에 적용된 온도와 응력조건을 열거하면 Table 4와 같다.

Table 4 Stress-temperature matrix

Temperature(°C)	Stress(kgf/mm ²)				
90 (0.4 T _m)	10	12.5	15.1	17.2	19.44 21
100 (0.41 T _m)					19.44
110 (0.42 T _m)					19.44
200 (0.52 T _m)	8.13	8.51	8.91	9.55	
210 (0.53 T _m)	8.13	8.51	8.91	9.55	
220 (0.54 T _m)	8.13	8.51	8.91	9.55	
230 (0.55 T _m)	8.13	8.51	8.91	9.55	
240 (0.56 T _m)	8.13	8.51	8.91	9.55	
280 (0.61 T _m)	1.85	2.04	2.17	2.55	
290 (0.62 T _m)	1.85	2.04	2.17	2.55	
300 (0.63 T _m)	1.85	2.04	2.17	2.55	
310 (0.64 T _m)	1.85	2.04	2.17	2.55	
320 (0.65 T _m)	1.85	2.04	2.17	2.55	

Table 3에서 보는 바와같이 역 함수법칙의 응력지수 *n* 값을 측정하기 위해 일정온도에서 응력조건을 변화시켰고 활성화 에너지 측정을 위해 일정응력에 대하여 온도조건을 변화시켰다.

4. 실험결과 및 고찰

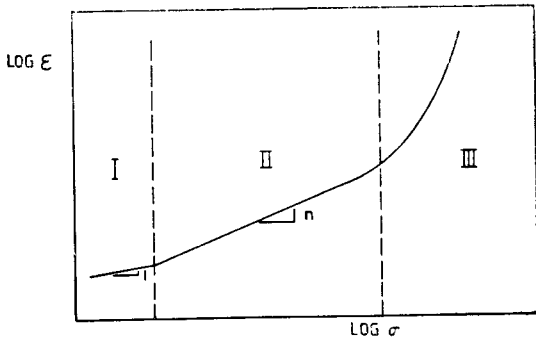
온도조건 90°C(0.4 T_m)~320°C(0.65 T_m), 응력조건 1.85(kg/mm²)~21(kg/mm²)상태하에서 실험하여 구한 응력지수와 활성화 에너지의 결과는 다음과 같다.

4. 1. 응력지수의 계산

응력지수의 값을 구하기 위해서 다음식을 이용했다.

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

여기서 작용응력 σ_1, σ_2 하에서 정상 상태의 크라이프 속도는 각각 $\dot{\epsilon}_1$ 및 $\dot{\epsilon}_2$ 이다. 응력지수 *n* 값은 대수변형률과 대수 응력의 그래프에서 직선의 기울기로 표시된다. Fig. 4와 Fig. 5 등은 90°C, 200°C~240°C 및 280°C~320°C에서 크라이프 속도와 응력과의 관계를 나타낸 것이다. 여기서 온도가 200°C~240°C, 응력이 8.13~9.55kgf/mm²인 조건에서의 응력지수값은 각각 6.82, 6.09, 6.0, 5.85 및 5.71으로 약 6.1로 나타났다. 또한 온도가 280°C~320°C, 응력이 1.85~2.55kgf/mm²인 조건에서의 응력지수 값은 6.92, 6.78, 6.30, 6.05 및 5.45으로 약 6.3 정도로 두 조건 모두 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향이 나타났다. 응력지수로서 예상되는 변형기구론 고찰하기 위해서 Sherby와 Burke⁽⁷⁾의 연구를 언급하면 크라이프 속도와 부과 응력의 사이에는 Fig. 3에서 보는 바와같이 3영역이 있다. 즉 I영역과 II영역은 변형속도가 응력의 *n*승에



- I : $T > 0.8 T_m$: Stress directed diffusion
 $n=1 \quad Q_c = Q_d$
- II : $T \geq 0.5 T_m$: Dislocation climb
 $n=5 \quad Q_c = Q_d$
 Dislocation glide
 $n=3 \quad Q_c < Q_d$
- III : $T < 0.4 T_m$: Dislocation intersestion :
 $\dot{\epsilon} = A' \exp(\beta\sigma) \quad Q_c \ll Q_d$
- } $\dot{\epsilon} = A\sigma^n$

Fig. 3 Influence of stress on steady state creep rate for a typical pure polycrystalline metal

비례하는 식으로 표시되는 크리이프 변형, 즉 "power law creep"이라 한다. 다시 말하면 제 I 영역에서는 $0.8 T_m$ 이상으로 확산이 주로 변형을 주도하고 응력지수 n 값은 1이 된다.

제 II 영역에서는 온도가 $0.5 T_m$ 이상으로 전위활주와 전위상승이 변형을 지배하며 응력지수 n 값은 각각 3, 5가 된다. 또한 III 영역은 크리이프 변형속도가 응력의 지수함수에 비례하여 증가함을 알 수 있고 실험적으로 III 영역이 발생하는 것은 낮은 온도에서 높은 응력을 작용하는 경우이다. 이러한 현상을 좀 더 자세히 설명하기 위해서 앞의 고온 크리이프 이론을 다시 살펴 보면⁽¹⁾ Weertman, Barrett 와 Nix, Lagneborg 등이 제의한 전위상승 이론에서 정상 크리이프 속도는 응력의 4~5 승에 비례하고 Weertman 과 Friedel의 전위 활주 모델에 의하면 정상 크리이프 속도는 응력의 3승에 비례한다고 하여 결국 앞에서 언급한 여러 전위상승 및 활주이론은 전부 멱 함수식 $\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n$ 으로 된다 (Sherby 와 Burke 논문의 II 영역). Nabarro 와 Herring에 의해서 제의된 확산크리이프 이론에서 결정입도가 커지면 팔호내의 두번째항이 1보다 훨씬 적어지고 온도가 극히 높으면 결정입도가 자연히 성장하여 D_B/D_V 의 값이 크게 감소하므로 이식은 다음식으로 변형된다.

$$\dot{\epsilon} = \frac{14QD_V}{KTd^2} \cdot \sigma \quad (10)$$

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

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{14\pi Q A_s D_B}{KTd^3} \cdot \sigma \quad (11)$$

위의 두가지 경우 변형률 속도의 응력의존성은 동일하고 응력에 일차적으로 비례하는것, 즉 $n=1$ 이 됨을 알 수 있다(Sherby 와 Burke⁽⁷⁾연구의 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 발생하지않고 열적 평형공공들이 상승과정을 지배한다고 가정하면 Barrett 와 Nix의 전위 조그 크리이프 이론에서 전위는 항상 공공의 소우스(Source) 또는 싱크(Sink)로서 작용하고 있다. 공공을 방출하는 전위에서의 농도는 $C = C_0 \exp(N\sigma b^3/KT)$ 공공을 흡수하는 전위에서의 공공의 농도는

$$C = C_0 \exp(-N\sigma b^3/KT)$$

크리이프 속도는 공공의 농도구배에 비례하고 다음과 같이 표시된다.

$$\dot{\epsilon} = KC_0 [\exp(N\sigma b^3/KT) - \exp(-N\sigma b^3/KT)]$$

또는

$$\dot{\epsilon} = K' \sinh(N\sigma b^3/KT) \quad (12)$$

온도가 비교적 낮고 응력이 커지면

$$\dot{\epsilon} = K' \exp(\beta\sigma) \quad (13)$$

가 되어 Sherby 와 Burke⁽⁷⁾의 이론에 따르던 III 영역에 해당한다.

본 실험결과와 Fig. 4 및 Fig. 5에 있어서 $200^\circ\text{C} \sim 240^\circ\text{C}$ 와 $280^\circ\text{C} \sim 340^\circ\text{C}$ 에서는 멱 함수법칙을 잘 만족하고 측정된 응력지수 n 값이 순수 알루미늄의 4~5의 값보다 높다. 이것은 석출물에 의한 흐름응력의 증가로 추측되고 대부분의 석출경화형 합금의 경우 응력지수 값이 5~15의 큰 값을 갖는 것이 실험적으로 측정되었다. 특히 SAP (Sintered Aluminum Powder), TD-Nickel (TiO₂ dispersed Ni) 또는 Ni-Cr 계 합금과 같이 분산 경화형 합금경우의 응력지수 n 값이 40 이상인 것으로 알려져 있다. Fig. 5의 90°C 에서 대수 변형률과 대수 응력사이의 관계는 직선으로 나타나지 않고 응력에 따른 n 값의 급격한 증가를 보여주고 있다. 이는 고 응력에서는 멱 함수 관계보다 오히려 지수함수적 관계를 더 잘 만족하고 있음을 보여주고 있다.

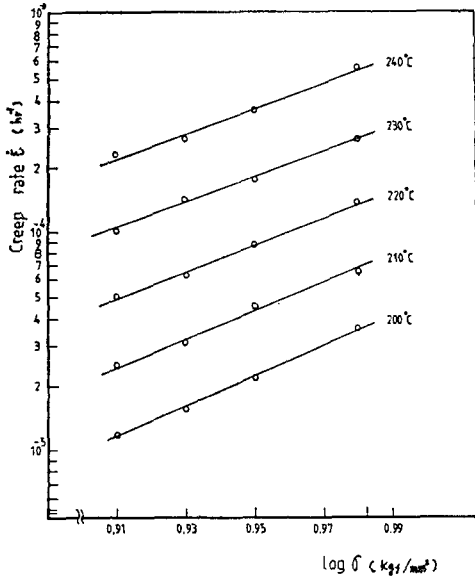


Fig. 4 Stress-dependence of creep rate under 200°C ~ 240°C

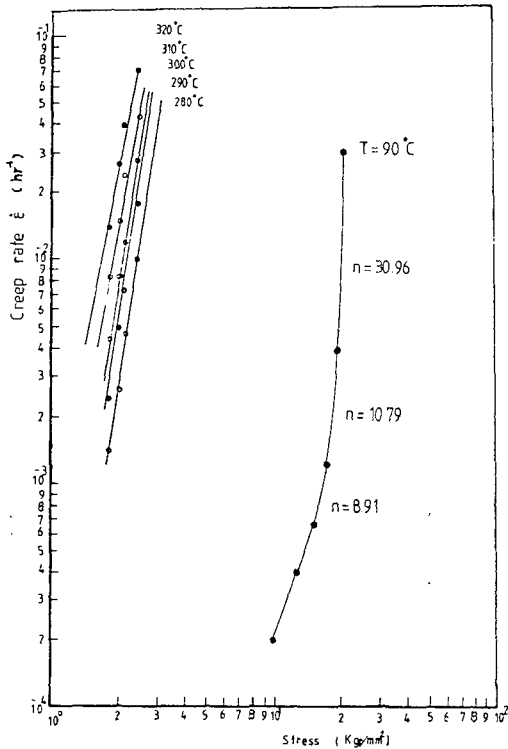


Fig. 5 Stress-dependence of creep rate under 280°C ~ 320°C, 90°C

4.2. 활성화 에너지 계산

대수 변형률과 온도사이의 관계에서 구한 기울기와 일반 기체상수 (R)을 곱하여 $90^{\circ}\text{C} \sim 110^{\circ}\text{C}$, $200^{\circ}\text{C} \sim 240^{\circ}\text{C}$ 및 $280^{\circ}\text{C} \sim 320^{\circ}\text{C}$ 조건하에서의 활성화 에너지를 계산했다. Fig. 6은 응력이 $8.13 \sim 9.55(\text{kgf}/\text{mm}^2)$, 온도가 $200^{\circ}\text{C} \sim 240^{\circ}\text{C}$ 인 조건하에서의 대수 변형률과 온도사이의 관계를 나타낸 것이다. 여기서 응력이 8.13, 8.51, 8.91 및 $9.55(\text{kgf}/\text{mm}^2)$ 일때 각각 활성화 에너지는 33.83, 34.09, 35.55 및 $36.4\text{kcal}/\text{mole}$ 로 평균치는 $34.97(\text{kcal}/\text{mole})$ 로 나타났다.

Fig. 7은 응력이 $1.85 \sim 2.55(\text{kgf}/\text{mm}^2)$, 온도가 $280^{\circ}\text{C} \sim 320^{\circ}\text{C}$ 인 조건에서의 대수 변형률과 온도사이의 관계를 나타낸 것이다. 응력이 1.85, 2.04, 2.17, $2.55(\text{kgf}/\text{mm}^2)$ 일때 각각의 활성화 에너지는 38.36, 38.08, 35.55 및 $33.05\text{kcal}/\text{mole}$ 로 평균치는 $36.26(\text{kcal}/\text{mole})$ 로 되었다. 여기서 응력이 증가할수록 활성화 에너지가 감소하는 경향이 나타나는데 이 사실은 다음과 같이 Seeger⁽⁸⁾, Breen과 Weertman⁽⁹⁾, Vladimira⁽¹⁰⁾ 및 M. Gold 등⁽¹¹⁾의 연구에서 설명된다.

Seeger⁽⁸⁾의 설명에 따르면 크리이프는 열적 활성화 과정으로 외부 응력이 크리이프 변형을 저지하는 장벽을 낮게하여 활성화 에너지 Q_c 는 응력에 관계되어 다음과 같이 표시하였다.

$$Q_c = Q_{s,d} - Vf(\sigma) \tag{14}$$

Breen과 Weertman⁽⁹⁾등은 다결정 주석으로 실험하여 외부응력의 감소에 따라 활성화 에너지는 증가함을 보였고 Vladimira⁽¹⁰⁾는 Al과 Al-Mg 합금에서의 Q_c 는

$$Q_c = Q_{s,d} - \gamma\sigma \tag{15}$$

또한 M. Gold⁽¹¹⁾등은 저온이고 고 응력상태에서 α 철의 활성화 에너지를 관찰한 결과 다음과 같이 응력이 증가함에 따라 활성화 에너지는 감소하였다.

$$Q_c = (67000 - 0.147\sigma) \text{ cal}/\text{mole}$$

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

그리고 이러한 조건에서는 순수 알루미늄의 자기 확산에 필요한 활성화 에너지 $34\text{kcal}/\text{mole}$ 과 거의 일치하여 Sherby와 Burke⁽⁷⁾의 제의에 따르면 전위 상승에 의해서 변형이 주도된다고 예상할 수 있다. Fig. 8은 온도가 $90^{\circ}\text{C} \sim 110^{\circ}\text{C}$, 응력이 $19.44\text{kgf}/\text{mm}^2$ 인 상태에서 대수 변형률과 응력사이의 관계를 나타낸 것으로

여기서 측정된 활성화 에너지는 26.01kcal/mol로 나타났다. J.E. Dorn과 Jaffe⁽¹²⁾의 연구에서 순수 알루미늄의 온도가 0.4Tm 부근에서는 활성화 에너지가 27.4kcal/mole로서 Friedel의 교차슬립에 필요한 활성화 에너지 계산값과 잘 일치했다⁽¹³⁾. 또한 S.K. Mandal⁽¹³⁾은 0.45Tm에서 순수 알루미늄에 대한 2.63kgf/mm², 그리고 그 이상에서 29.5kcal/mole로 나타나 전위조직의 관찰에 의해 교차슬립과정으로 결론을 맺었다. 본 연구의 Al 7075 합금에서 온도가 90°~110°C, 응력이 19.44kgf/mm²인 조건에서는 이러한 실험결과를 종합해 보면 교차슬립 과정으로 추측된다.

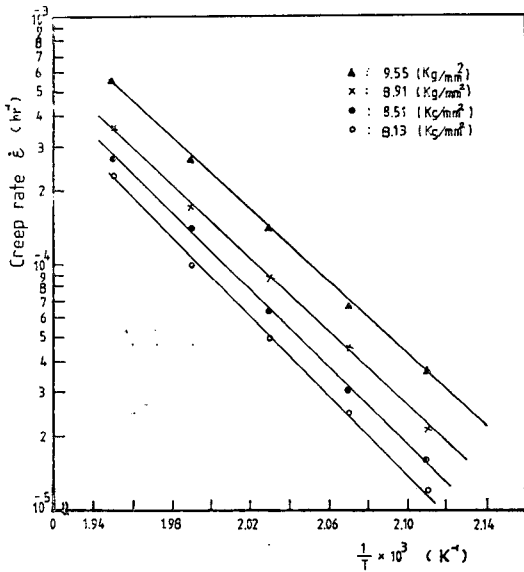


Fig. 6 Creep rate vs. the inverse of temperature for Al 7075 alloy

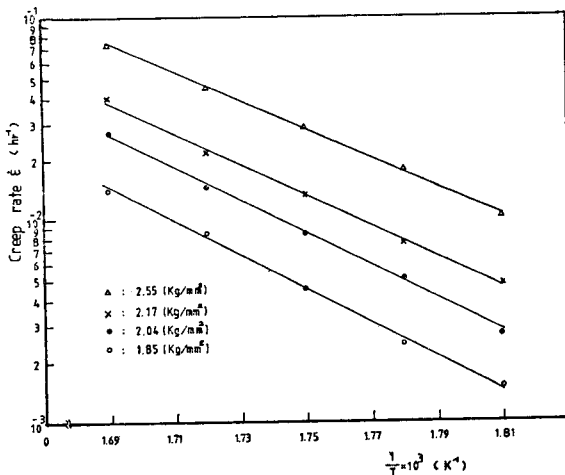


Fig. 7 Creep rate vs. the inverse of temperature for Al 7075 alloy

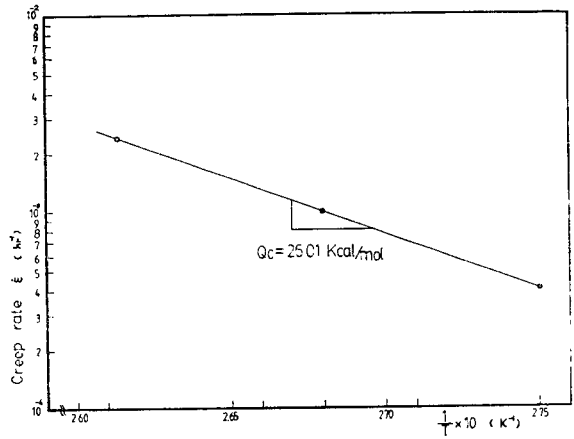


Fig. 8 Creep rate vs. the inverse of temperature at initial stress of 19.44 (kgf/mm²)

5. 결론

본 실험에서 적용된 온도 90°C (0.4Tm)~320°C (0.65Tm), 응력 1.85~21(kgf/mm²)에서의 Al 7075 합금의 크리이프 거동에 대한 결과는 다음과 같다.

(1) 온도 90°C, 응력 10~21(kgf/mm²)에서는 멱 함수 법칙이 성립하지 않았고 크리이프 속도가 응력의 증가에 따라 급격히 증가하였다.

(2) 응력 19.44kgf/mm², 온도 90°C~110°C 조건에서 측정된 활성화 에너지는 26.01kcal/mole로 순수 알루미늄의 자기 확산에너지 34kcal/mole 보다 적은 값으로 나타났다.

(3) 온도 200°C~240°C, 응력 8.13~9.55(kgf/mm²)와 온도 280°C~320°C, 응력 1.85~2.55(kgf/mm²)에서는 멱 함수 법칙을 잘 만족하였고 응력지수 n 값은 약 5.5~7.0 사이로 나타났다. 그리고 활성화 에너지는 각각 34.97kcal/mole, 36.26(kcal/mole)로 나타나 순수 알루미늄의 자기 확산에 필요한 활성화 에너지 34kcal/mole 과 거의 일치했다.

(4) 온도가 90°C~110°C 조건에서 고 응력일때의 변형기구는 교차 슬립과정이고 온도 200°C~240°C, 응력 8.13~9.55(kgf/mm²)와 온도 280°C~320°C, 응력 1.85~2.55(kgf/mm²)인 조건에서의 변형기구는 전위 상승이라고 생각된다.

참 고 문 헌

- (1) Soo W. Nam, 크리이프, 피로 그리고 분위기의 상호작용(I), Journal of the Korean Institute of Metals, Vol. 21, pp. 595~660, 1983
- (2) J.D. Embury, B.A. Wilcox, and A.H. Clauser, The Influence of Microstructure on High Temperature Creep and Tensile Deformation of Al-Zn-Mg-Cu Alloys, Journal of the Institute of Metals, Vol. 100, pp. 153~162, 1972
- (3) J. Weertman, Steady state Creep through Dislocation Climb, J. of App. Phy., Vol. 28, pp. 362~364, 1957
- (4) C.R. Barrett, and W.D. Nix, A Model for Steady State Creep based on the Motion of Jogged screw Dislocations, Acta Met., Vol. 13, pp. 1247~1258, 1965
- (5) M. pahutova, J. Cadek and P. Rys, High Temperature Creep of ALPhA Iron, Acta Met., Vol. 17, pp. 803~812, 1969
- (6) A.E. Bayce, W.D. Ludemann, L.A. Shepard and J.E. Dorn, Effect of Stress on the Creep of Aluminum in the Dislocation Climb Range, Trans. ASM, Vol. 52, pp. 461~468, 1968
- (7) O.D. Sherby and P.M. Burke, Mechanical Behavior of Crystalline Solids at Elevated Temperature, Progress in Materials Science, Vol. 13, pp. 325~390, 1968
- (8) 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
- (9) J. Breen, and J. Weertman, Creep of polycrystalline Tin, Trans, AIME, Vol. 203, pp. 1230~1234, 1955
- (10) 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
- (11) 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
- (12) N. Jaffe, and J.E. Dorn, Effect of the Stress on the Creep Rate of High Purity Aluminum in the Cross Slip Region, Trans. of AIME, Vol. 224, pp. 1167~1173, 1962
- (13) S.K. Mandal, Mechanism of Recovery in Creep of Aluminum at an intermidiate Temperature, Trans. of the Indian Inst. of Metals, pp. 14~18, 1971