

高應力 狀態에 있는 316스테인레스鋼의  
CREEP 變形 機構에 관한 研究

白 南 柱\* · 韓 圭 澤\*\* · 李 相 京\*\*\*

A Study on the Creep Mechanism of 316 Stainless  
Steel under High Stresses

Nam Ju Baek, Kyu Taek Han, Sang Keyung Lee

Abstract

This study is concerned with creep mechanism of SUS 316 under high stresses.

Creep tests were conducted at temperatures between 480° and 820°C and stresses between 7.6 and 24.6 kg/mm<sup>2</sup>. To investigate the mechanism of the steady-state creep under high stresses, work hardening coefficient and activation energy are obtained.

The activation energy was calculated by means of the temperature differential test together with the method of correlating the creep rates against the inverse of the absolute temperature for different stresses and strains. From the experimental results and their analyzed facts, it is concluded that the steady-state creep behavior of SUS 316 under high stresses is controlled by dislocation glide mechanism.

1. 서 론

현대공업기술의 발달에 따라 고온, 고응력상태에서 사용되는 재료에 대한 요구가 증가되고 있으며 이들 고온재료를 활용함에 있어서 고려해야 할 중요한 요소들 중의 하나가 Creep 거동인데 일반적으로 기계적으로 가해진 Creep 응력의 도움을

받아서 열적으로 활성화된 시간의존성 소성변형을 Creep 라 하며 Creep 곡선은 일반적으로 세구역으로 구분되어 초기단계에서는 Creep 속도가 시간에 따라 느려지다가 이차 단계에서는 Creep 속도가 거의 일정하며 계속하여 변형이 진행되면 변형속도가 가속화되는 삼차단계에 이르고 결국에는 파단이 된다. 이와 같은 Creep 현상은 금속기초 이래 광범위한 실험연구 대상이 되어왔으나 Pr

\* 부산대학교 공과대학 생산기계과 교수

\*\* 부산대학교 대학원 기계공학과

\*\*\* 대우정밀

illips와 Andrade의 고전적 연구를 시작으로 지난 25년 동안에 걸쳐서 Creep 변형기구에 대한 많은 연구가 이루어져 왔다. 그 결과 Creep 현상에 대한 많은 변형기구가 전위상승(dislocation climb)<sup>1)</sup>, 조그나사전위(jogged screw dislocation)<sup>2)</sup>, 회복(recovery)<sup>3)</sup> 전위교차슬립(dislocation cross slip)<sup>4)</sup> 및 전위교차(dislocation intersection)<sup>5)</sup> 등의 이론으로 상세히 설명되어왔다. 그러나 아직도 완전한 물리적 해석에는 많은 문제점이 남아있는 실정이다. 최근에는 이와같은 Creep에 대한 연구의 진전에 따라 여러 형태의 응력, 온도 또는 재료 조직등의 조건하에서 Creep를 주도하는 변형과정에 대한 예측이 가능하여 산업기술적 실체에 중요한 자료가 마련되었다. 본 연구에서는 Creep변형에 저항이 큰 고용체 경화형 합금인 316 스테인레스강의 Creep 활성화 energy, 응력지수 및 금속조직등에 대한 실험결과를 통하여 고응력 상태에 있는 정상상태 Creep 변형기구를 규명하고자 한다.

## 2. 이 론

### 2-1. 고응력 상태의 Creep의 일반적 특성

고응력상태에서의 Creep 속도는 멱함수 응력 관계를 만족하지 않으며 빠른속도로 증가하여 오히려 지수함수 관계를 더 잘 만족하는데 이 원인은 과도한 공공(Vacancy)의 생성으로 전위상승이 많아져서 Creep 속도가 가속화되기 때문이며 또한 많은 공공들의 집중에 의해서 생긴다.<sup>6)</sup> 고응력 상태에서는 공공들의 집중이 전위상승을 도와서 아결정립의 생성을 용이하게 하며 아결정립은 균일한 전위분포로 변한다.<sup>7)</sup> 한편 고응력하에서의 Creep 변형기구는 저온에서의 전위교차등과 같은 열적으로 활성화된 전위기구와 관계가 있는 것으로 알려져 있다.<sup>8)</sup>

### 2-2. Creep변형 기구

#### 2-2-1. 전위 활주(Glide) Model

A. Mohamed와 G.Langdon<sup>9)</sup>은 Al-3% Mg 합금의 실험결과를 통해서 전위 활주에 의해서 Creep 변형이 일어나는 기준을 다음과 같이 제시하였으며

$$\frac{B\sigma^2}{k^2(1-\nu)} \left(\frac{r}{Gb}\right)^3 > \frac{T^2}{e^2cb^6}$$

여기서 B :  $-8 \times 10^{12}$

$\sigma$  : 부과응력

k : Boltzman 상수

$\nu$  : Poisson's ratio

r : 적층결합에너지

G : 전단계수

b : Burgers vector

T : 절대온도

e : 용질-용매 크기차이

C : 용질원자의 집중계수

P.P.Pizzo<sup>10)</sup>는 이를 이용하여 전위활주가 주도할때 지배되는 식을 발표하였다.

$$\dot{\epsilon}_s = 4.63 \times 10^{34} \frac{DL}{GT} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^3$$

여기서,

$$G = 8.1 \times 10^4 [1 - (T-300)(4.7 \times 10^{-4})] \quad (\text{MN}/\text{m}^2)$$

$$D_L = 0.37 \times 10^{-4} \exp\left(-\frac{3.37 \times 10^4}{T}\right) \quad (\text{m}^2/\text{sec})$$

$$\frac{T^2}{e^2cb^6} = 10^{68} (\text{°K})^2 \text{m}^{-6}$$

#### 2-2-2. Jog 나사 전위 Model

N.F.Mott에 의하여 최초로 제안되었으며 Creep 동안 아결정립의 형성이 전위의 상승에 의하지 않고 Slip을 통해서만 일어난다고 하였다. 또한 C.R.Barrett와 W.D.Nix<sup>2)</sup>는 공공의 흡입과 방출운동으로 생각하여 Creep 속도 관계식을 다음과 같이 표시하였다.

$$\dot{\epsilon}_s = BD_v \rho \sinh(\sigma b^2 \lambda / RT)$$

여기서, B : 무차원정수

Dv : 결정격자를 통한 확산계수

$\rho$  : 이동전위의 밀도

$\lambda$  : jog 간의 평균거리

2-2-3. 전위교차 Model

Slip 면에서 움직이는 전위가 전위숲 (forest dislocation) 이라 불리는 slip 면을 교차하여 전위들을 교차한다는 이론으로 Seeger 에 의해 제안되었다.

$$Q_c = Q_0 - V f(\sigma)$$

여기서,  $Q_0$  : 부과응력이 없을 때의 활성화 에너지

$V$  : 활성화체적

$f(\sigma)$  : 부과응력의 함수

2-3. Creep 의 응력의존성

온도와 마찬가지로 응력은 Creep 속도에 큰 영향을 미치며 Creep 의 응력의존성의 정도는 응력 지수로 나타낸다. O.D.Sherby 와 P.M.Burke 는 순수 다결정 금속에서 정상상태 Creep 속도에 대한 응력의 영향을 세영역으로 나누어 구분하였다. 제 1 영역은 확산 Creep 과정이며  $\dot{\epsilon}_s = k\sigma^1$ , 제 2 영역은 전위상승 과정으로  $\dot{\epsilon}_s = k\sigma^n$ , 여기서,  $n=5$ , 제 3 영역은 공공집중이 열적평형수보다 많은 상태에서 더빠른 속도로 증가하며  $\dot{\epsilon}_s = K \exp(\beta\sigma)$  즉, 멱함수법칙 Creep 는 확산에 의해 지배되나 더 고응력에서 일어나는 Creep 의 가속화는 과도한 공공의 발생에 기인한다. 그래서 고응력상태에서 멱함수법칙을 적용하면 응력지수  $n$  값은 큰값을 갖는다.

2-4. 활성화 Energy

Creep 에서 지배기구를 알기위한 가장 유력한 수단의 하나로서 Arrhenius 형의 Creep 속도방정식에서 활성화 energy 를 산출한다. 즉, Creep 는 열적활성화과정이므로 다음과 같이 표시된다.

$$\dot{\epsilon}_s = A_0 \sigma^n \exp(-Q_c / RT)$$

응력을 일정하게 하고 온도범위를 좁게 두면

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

$$K = A_0 \sigma^n = \text{Const}$$

$$K = \dot{\epsilon}_1 \exp(Q_c / RT_1) = \dot{\epsilon}_2 \exp(Q_c / RT_2)$$

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

여기서,  $Q_c$  : Creep 의 활성화 energy

$R$  : 일반기체상수

$T_1, T_2$  : 조직이 일정하다고 생각되는 근접온도

$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$  :  $T_1, T_2$  에서의 Creep 속도

전위교차 이론에 의하면 활성화 energy 는 응력에 의존하며 또한 Creep 속도에 따라 일정한속도에서도 변한다.

3. 실험

3-1. 실험장치 및 조건

실험에 사용된 Creep 시험기는 동경시험기사 model CRL-3000 으로서 허용최대 하중은 3톤이고 lever 비는 20:1 이다. 노의 허용최대 온도는 850 °C이며 설정된 노온도는 자동온도조절장치에 의해 ±1 °C 범위에서 자동조절되며 노온도와 시편온도 및 신률과 시간은 digital 지시제와 기록계에 의해 시간에 따라 자동적으로 Chart 에 기록된다. 실험은 온도 0.45 Tm (absolute temperature) 과 0.65 Tm 사이에서 응력 7.6 kg/mm<sup>2</sup> 에서 24.6 kg/mm<sup>2</sup> 까지의 범위에서 실시하였으며 실험장치는 Photo.1 과 같다.

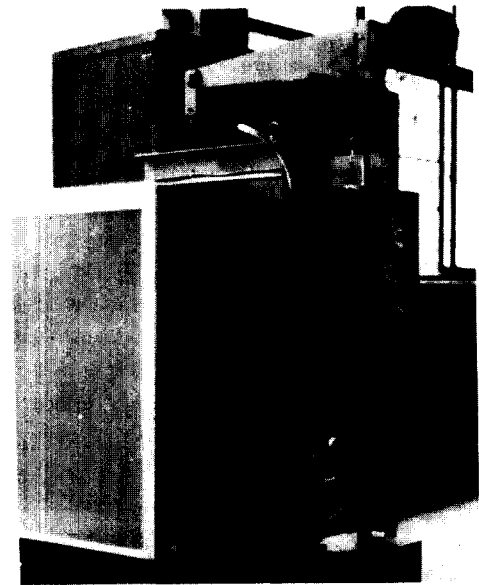


Photo. 1. Creep tester M/C

3-2. 시편 및 실험방법

시편은 CNC 선반으로 가공하였으며 Carbide의 고른분산 및 입계석출을 막기위하여 1060 ± 5 ℃에서 1시간 유지후 15 ℃의 물에 담금질을 행하였으며 형상 및 치수는 Fig.1 과 같다.

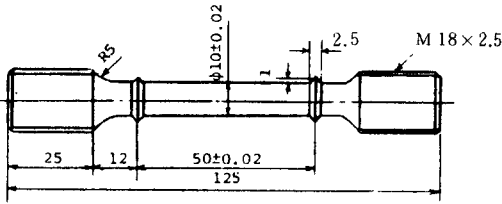


Fig. 1. Creep specimen

그리고 변형후의 조직을 관찰하기 위해 marble 시약(CuSD<sub>4</sub>: 10ml, HCl:50ml, H<sub>2</sub>O: 150ml)으로 표면을 부식시켜 현미경(Unitron사: model Versamet)으로 관찰하였다. 재료의 화학적 성분과 기계적 성질은 Table 1. Table 2 와 같다.

Table. 1. Chemical composition(Wt%)

Material	C	S	P	Ni	Cr	Mn	Si	Mo
SUS 316	0.022	0.027	0.023	10.16	16.50	1.56	0.44	2.10

Table. 2. Mechanical properties

Yield strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Reduction area (%)	Hardness (BHN)
28.59	60.39	55.8	74.04	143

한편, Creep 실험순서를 차례로 열거하면 다음과 같다. 먼저, 시편을 상하부의 지그에 체결하고 시편의 표점거리 양쪽에 있는 뾰족부에 실험계를 설치한후 열전대를 시편 중간 윗부분에 석면실을 사용하여 묶는다. 다음에 열전대의 음극, 양극과 연신률 검출 Plug를 기록계와 연결시키며 시편을 노안에 넣고 공기의 유입이 없도록 노의 위아래를 막는다. 온도조절기를 사용하여 시험 온도로 올리고 실험하중에 해당하는 무게를 단후 dial gauge를 조정하여 양쪽의 신장계를 0으로 마춘뒤 누름단추로 시험하중을 부과하고 연신률

범위를 조정하여 실험을 시작한다.

4. 실험결과 및 고찰

본 연구의 실험에 적용된 각각의 응력과 온도조건에서 구한 Creep 실험곡선은 Fig. 2(a),(b)와 같고 연신률( $\epsilon - \epsilon_0$ ) %는 15 %까지 측정되었으며 모든 Creep 곡선은 초기 및 이차 Creep의 초기 범위이다. 한편 벽합수법칙이 파괴되는 영역 즉, 고응력으로 작용하는 부분을 찾기위해서 구해진 Creep 곡선으로부터 각 응력 및 온도에서 연신률 15 %까지의 Creep 속도를 구하여 Fig. 3에 나타내었는데 응력이 20 kg/mm<sup>2</sup>, 18 kg/mm<sup>2</sup>, 16 kg/mm<sup>2</sup> 일때의 Creep 속도는 초기에는 점점 감소하다가 이차단계에서는 일정한 값에 이르고 있다. 반면에 0.55 Tm, 22.9 kg/mm<sup>2</sup>, 21.7 kg/mm<sup>2</sup>에서는 정상상태에 도달한 후 Creep 속도가 가속화되었다. 이것은 650 ℃에서 22.9 kg/mm<sup>2</sup>, 21.7 kg/mm<sup>2</sup>은 고응력으로 작용함을 시사한다. 또한 0.55 Tm에서 Creep 속도와 응력의 관계를 Fig. 4에 도시하였는데 응력 21 kg/mm<sup>2</sup> 주위에서 중간응력이 형성됨을 알 수 있고 역시 고응력범위에서의 Creep 속도는 저응력에서의 Creep 속도와는 대조적으로 정상상태 Creep 속도가 가속화함을 알 수 있다. 한편, 활성화 energy를 계산하기 위하여 Creep 곡선으로부터 구한  $\dot{\epsilon}$  대 1/T의 좌표는 Fig. 5와 같으며 Fig. 6은 응력과 활성화 energy 관계를 나타내는데 응력이 증가할수록 활성화 energy는 감소하며 벽합수법칙 파괴영역인 고응력에서는 자기확산의 활성화 energy 70KCal/mole 보다 작은 값을 알 수 있다. 이것은 외부 응력이 커짐에 따라 전위가 증가하는 현상으로 식  $\sigma^* \propto \frac{Gb}{l^*}$ 에 의해서 설명되며 변형은 전위의 활주에 의하는 것으로 생각된다. 여기서,  $l^*$ 는 활성화 길이로서 이웃하는 장애물에 의하여 전위들이 고정된 점간의 전위선의 거리이다. 또한 식  $\dot{\epsilon}_s = K\sigma^n$ 에서 유도되는  $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$ 의 관계에서 구한 응력지수 n 값은 Fig. 7에서 보는 바와 같이 고응력에서 11로 나타났는데 이것으로 고응력이 작용하는 경우는 지수함수관계  $\dot{\epsilon}_s = A' \exp(\beta\sigma)$ 를 더 잘 만족함을 알 수 있는데

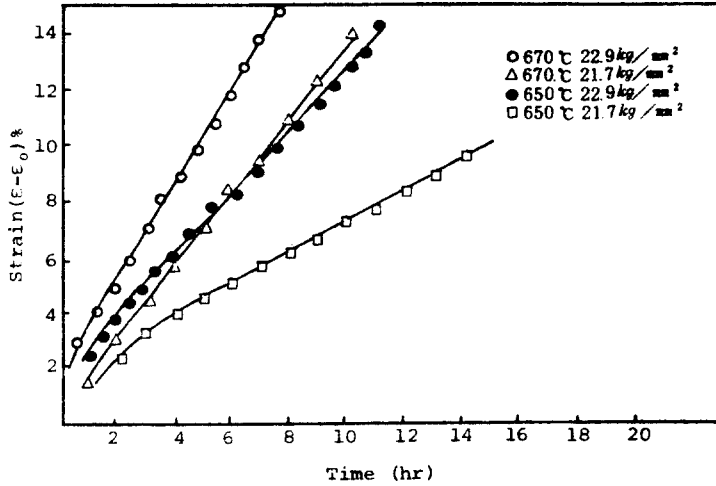


Fig. 2. (a) Creep curves at 650°C, 670°C under 22.9, 21.7kg/mm<sup>2</sup>

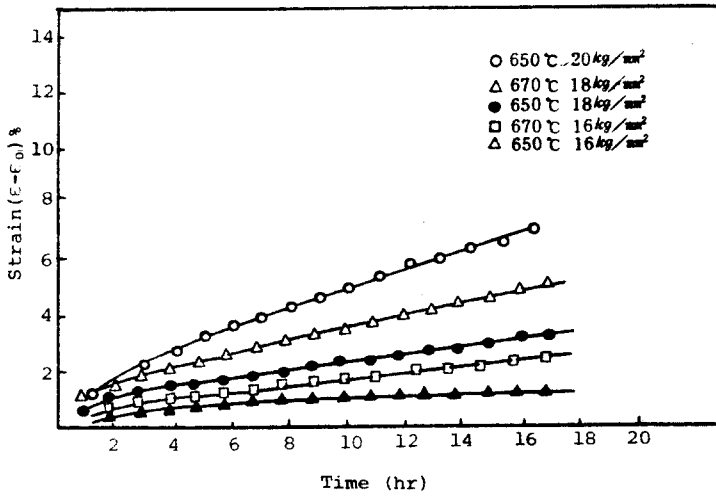


Fig. 2. (b) Creep curves at 650°C, 670°C under 20, 18, 16kg/mm<sup>2</sup>

이것은 다음과 같이 설명된다. 즉, 방출(Source) 전위에서의 공공의 농도와 흡입(Sink) 전위에서의 공공의 농도차가 정상상태 Creep 속도를 결정하게되며  $\dot{\epsilon}_s = A \sinh(n\sigma b^3 / KT)$  형태를 취하게 되는데 고응력이 되면  $\dot{\epsilon}_s = A \exp(\beta\sigma)$  형태로 변형되기 때문이다. Fig.8(a),(b) 및 (c)는

0.55 Tm 주위의 고응력과 저응력에서 ( $\epsilon - \epsilon_0$ ) 가 15% 정도 진행된 정상상태의 시편을 종방향으로 절단하여 관찰한 것으로 고응력에서는 거의 균일한 입계가 나타났으며 입계에서 W형의 균열을 볼 수 있다. 저응력에서는 등축의 입계가 발견되며 670°C, 18 kg/mm<sup>2</sup> 근방이 천이영역으로 생각된

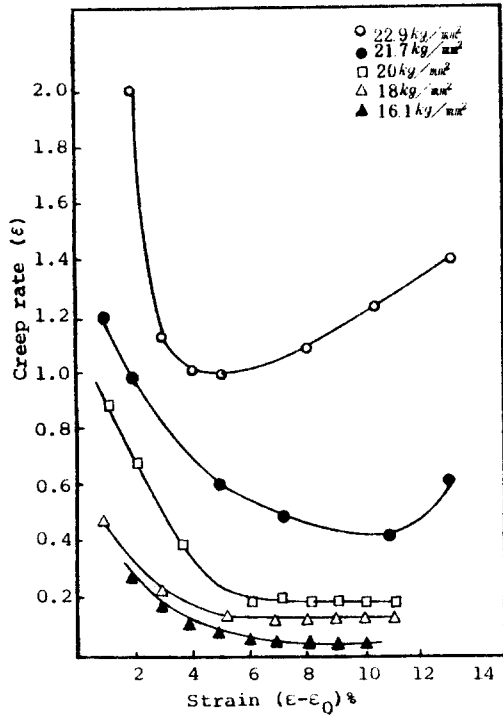


Fig. 3. Creep rate VS. strain at 650°C

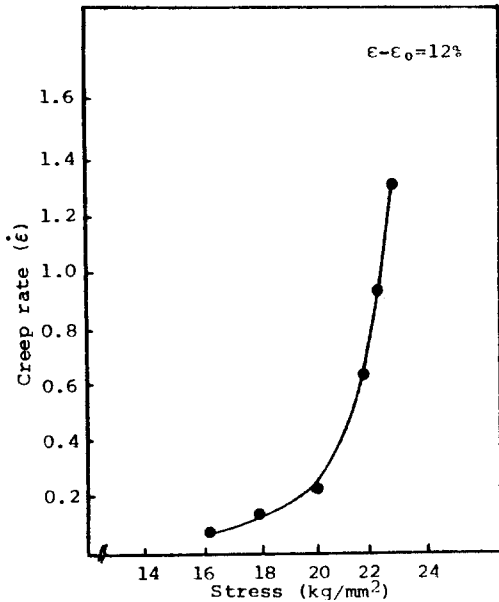


Fig. 4. Creep rate VS. stress at 650°C

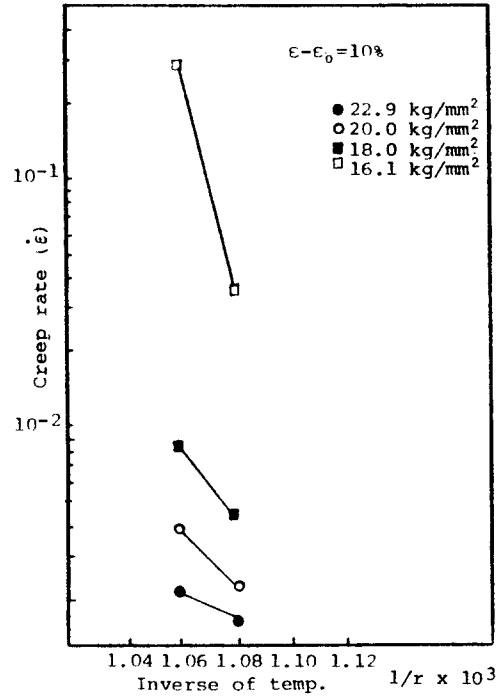


Fig. 5. Creep rate VS. the inverse of temperature for various of stresses

다. 즉, 저응력하의 등축배열에서 고응력 작용하에 급격한 구조의 변화는 전위활주가 고응력에서 우세한 구조임을 암시한다. Fig. 9(a),(b)는 0.55 Tm 주위의 저응력과 고응력에서의 전자현미경 사진으로 아결정립의 형성을 거의 찾아볼 수가 없는데 이것은 Weertman의 미시 Creep 이론에 의하면 전위활주가 Creep를 지배함을 암시한다.

### 5. 결 론

316 스테인레스강의 0.55 Tm 주위에서의 고응력 범위에 대하여 Creep 변형량, 활성화 energy, 응력지수 및 금속조직을 관찰하여 Creep 변형동안 가능한 변형기구에 대한 결론은 다음과 같다.

(1) 일정한 연신률에서 외부응력이 증가할 수록 활성화 energy는 감소하며 고응력에서는 자기 확산의 활성화 energy보다 작다.

- (2) 고응력이 작용할 때 정상상태 Creep 속도는 가속화한다.
- (3) 응력지수  $n$  값은 고응력 작용시에 11 정도의 큰값으로 나타났다.
- (4) 조직관찰에서 아결정립의 형성은 거의 볼 수

가 없다.

(5) 위의 사실들을 고려할 때 고응력 상태에서의 Creep 변형기구는 전위활주 model로 설명될 수 있다고 생각한다.

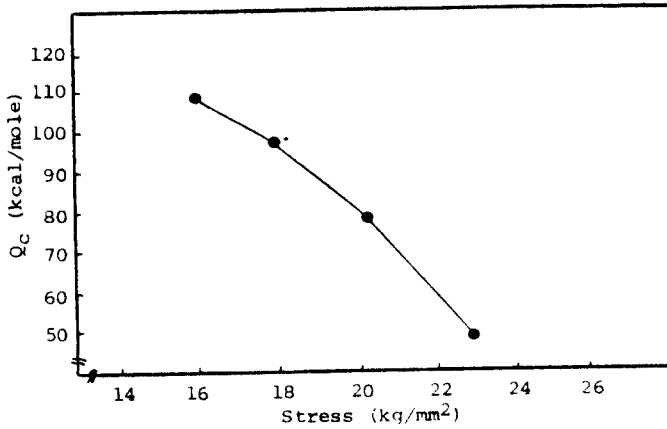


Fig. 6. Activation energy-stress relation

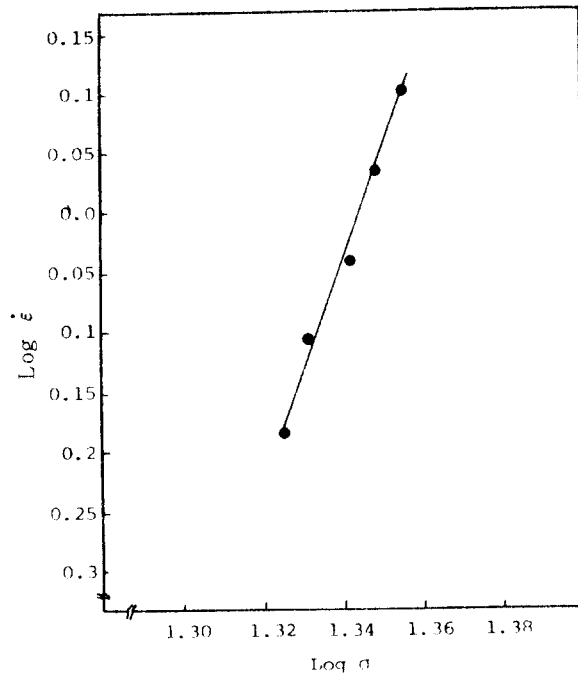
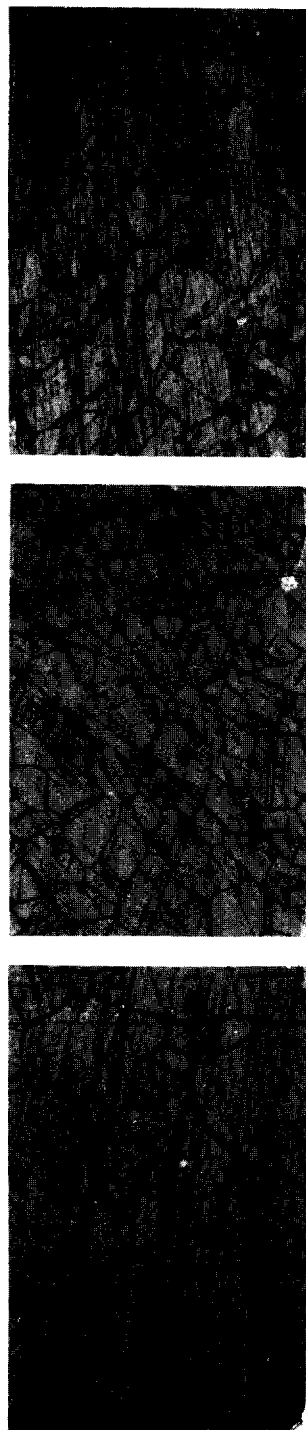
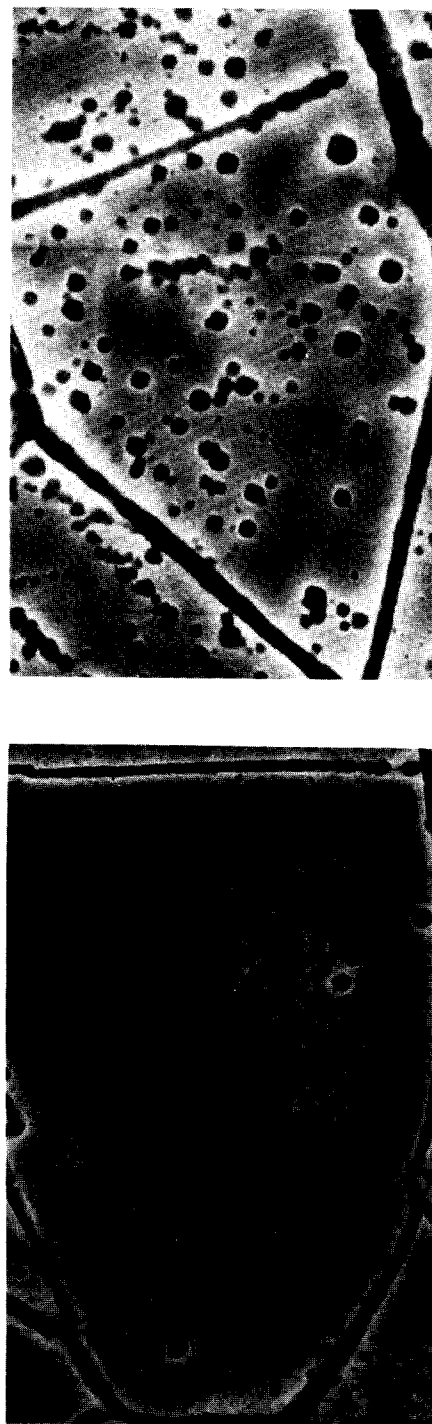


Fig. 7. Creep rate VS. stress under high stresses



(a)  $T = 670 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 16 \text{ kg/mm}^2$  (b)  $T = 670 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 18 \text{ kg/mm}^2$  (c)  $T = 670 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 23 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 8. Optical micrographs of 316 stainless steel at 670°C



(a)  $T = 670 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 16 \text{ kg/mm}^2$  (b)  $T = 670 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 18 \text{ kg/mm}^2$  (c)  $T = 670 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 23 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 9. Scanning electron micrographs of 316 stainless steel at 670°C



참 고 문 헌

1. J. Weertman: Trans. of ASM, V.61, p.681-694, 1968.
2. C.R. Barrett and W.D. Nix: Acta Meta. V.13, p.1247-1258, 1965.
3. Rune Lagneborg: Inter. Met., V.13, p.130-146, 1972.
4. N. Jaffe and J.E. Dorn: Trans. of Meta V.224, p.1167-1173, 1962.
5. H. Conrad: J. of metals, p.582-588, 1964
6. O.D. Sherby and P.M. Burke: Prog. mater. Sci. 13, 325, 1968,
7. H.J. Kestenbach and S.N. Monteiro: Metall. Trans. (A)7, 155, 1976.
8. J.E. Dorn and N. Jaffe: Trans. A.I.M.E. 1167, 1962.
9. A. Mohamed and G. Langdon: Acta Meta., V.22, p.779-788, 1974.
10. P.P. Pizzo: Trans. of ASME, V.101, p.396-402, 1979.