

분산강화 동합금의 Creep 특성

박규철 · 김경환 · 문준영 · 최재하
충북대학교 공과대학 재료공학과

The Characteristics of Creep for Dispersion Strengthened Copper

K.C. Park, G.H. Kim, J.Y. Mun and J.H. Choi
Department of Materials Engineering, Chungbuk National University

Abstract The static creep behaviors of dispersion strengthened copper GlidCop were investigated over the temperature range of 650~690°C (0.7T_m) and the stress range of 40~55 MPa (4.077~5.61 kg/mm²). The stress exponents for the static creep deformation of this alloy was 8.42, 9.01, 9.25, 9.66 at the temperature of 690, 677, 663, and 650°C, respectively. The stress exponent, (n) increased with decreasing the temperature and became close to 10. The apparent activation energy for the static creep deformation, (Q) was 374.79, 368.06, 361.83, and 357.61 kg/mole for the stress of 40, 45, 50, and 55 MPa, respectively. The activation energy (Q) decreased with increasing the stress and was higher than that of self diffusion of Cu in the dispersion strengthened copper. In results, it can be concluded that the static creep deformation for dispersion strengthened copper was controlled by the dislocation climb over the ranges of the experimental conditions. Larson-Miller parameter (P) for the crept specimens for dispersion strengthened copper under the static creep conditions was obtained as $P=(T+460)(\log t_r+23)$. The failure plane observed for SEM slightly showed up transgranular at that experimental range, however, universally it was dominated by characteristic of the intergranular fracture.

(Received June 14, 2001)

Key words: Static creep dispersion strength copper, Stress exponent, Activation energy, Intergranular fracture

1. 서 론

산업에서 활용할 수 있는 재료는 용도에 따라 차이는 있으나 일반적으로 정적인 하중 상태와 동적인 하중을 독립적으로 받으면서 동시에 작용한다. 특히 고온에서 사용되는 재료는 열의 유동 및 기계적인 피로에 의해 파괴가 일어나게 되므로 적당한 creep과 피로 저항 뿐만 아니라 높은 열전도도를 가지는 구조적인 재료가 요구되는데 석출경화형 합금은 강도를 증가시키는 효과는 있으나, 과 시효가 되거나 사용온도가 올라가면 석출상의 조대화 및 조직의 변화로 상온에서의 강도를 유지하지 못하고 급격하게 감소된다. 이에 반해 분산강화 합금(Dispersion Strengthened Alloy)은 대부분의 내열성 산화물이 고온에서 안정하여 분해되지 않고, 분산입자의 크기 및 입자 사이의 간격을 유지하면서 기지 결정립 크기의 변화를 방지하기 때문에 석출 경화물과는 달리 비교적 고온에서도 조직이 안정하고 기계적성질, 즉, 인장, 강도, 내마모성 등이 우수한 재료를 얻을 수 있다. Cu-Al₂O₃도 Al₂O₃ 때문에 생기는 우수한 기계적

성질 뿐만 아니라 전기 전도도 등이 우수하여 산업에 널리 이용되고 있다[1].

분산강화 구리는 공업용 합금으로서 구리 모상에 Å크기의 산화물 입자를 균일하게 분산시킨 것으로, 대부분의 분산강화 합금에서처럼 모상이 용점 근처의 온도에도달하더라도 상온에서의 성질을 거의 그대로 유지한다. 분산강화구리의 경우 power law creep 관계식으로 구한 응력지수 n값은 대략 10이상의 [2]값을 가진다. 이는 일반적인 합금보다는 큰 값을 나타내는 것으로 분산강화 구리의 특징이며, 이러한 특징을 나타내는 분산강화 합금에 대한 creep기구를 해석하기 위해 여러 이론들이 제시되었는데, Ansell[3] 등은 고온에서 충분히 많은 열평형 vacancy가 pile-up된 전위주위의 높은 응력에 의해 이동되고, dislocation climb를 저장하는 과정이라고 creep 변형을 설명했다. 그러나 제안된 변형속도는 응력의 4승 즉, 응력지수 4라고 하였는데, 이는 분산강화 재료에서 나타나는 높은 응력 의존성을 설명할 수가 없었다. 따라서 이러한 높은 응력지수를 설명하기 위하여 가해진 응력 σ 와 역응력 σ_B 의 창의 항으

로 creep변형을 설명하기도 하였다. 이때의 역응력을 threshold 응력의 개념으로 보아 가해진 응력이 σ_{th} 보다 작으면 creep 변형이 안 되는 것으로 해석하였고, 입자 사이에서의 Orowan 굽힘, 입자전단, 전위상승, 입자끌림등에 원인이 있다고 보았다. 또한 Srolovitz[4] 등은 기지와 입자 계면에서 전위의 응력장을 완화하기 위해 전위와 입자간에 인력이 작용함을 제안하였고, 이를 바탕으로 Arzt[5] 등은 인력이 작용하고 있는 분산 입자로부터 전위가 열 적 활성화된 전위가 이탈되는 과정을 creep의 속도 결정 단계로 생각하여 creep 거동을 설명하였다. Shewfelt와 Brown[6]은 273~1323 K의 온도범위에서 SiO₂ 분산물에 의해 강화된 단 결정 구리의 고온강도를 연구하여 높은 creep 응력 지수가 나타나는 것을 전위운동으로 설명하였고, 또한 구리 합금에서 율속제어 과정으로서 입자/기질 계면에서 전위 코어화산이나 계면 확산을 고려할 것을 제안했다. Hunphreys[7] 등은 또한 내부적으로 산화된 Al₂O₃ 입자를 가진 단결정 구리의 creep 실험으로 local climb 모델을 제안하였는데, 이는 local climb Orowan loop나 prismatic dislocation loop의 부족에 기초로 하여, 전위가 그런 루프 뒤에 남겨짐이 없이 입자를 지나갈 수 있다고 하였다. 이런 루프의 부재가 전위 운동이 입자/전위 상호작용에 의해 제어된다는 증거로서 해석되었다. Lloyd[8] 등이 비교적 조대한 분포를 가진 커다란 입자의 Cu-Al₂O₃에 대해 연구한 결과, 823~923 K의 온도범위에서 대략 17의 높은 응력지수와 292.9 kJ/mole의 높은 활성화 에너지를 갖는다고 하였으며 또한, Broyles[9] 등은 745~994 K의 온도범위에서 10~20의 높은 응력지수와 253.3 kJ/mole의 높은 활성화 에너지를 나타낸다는 연구결과를 발표하였다. 이와 같이 creep에 대한 높은 응력지수와 높은 활성화 에너지를 가지는 분산강화 구리합금은 고온 재료로서, 열 및 전기전도도, 강도보유 및 미세구조의 안정성 등으로 특별한 매력을 가진다. 고온 강도를 가지는 다양한 분산강화 합금에 대한 creep 거동은 보다 나은 특성을 갖는 재료를 개발하는데 중요한 자료중의 하나이다.

본 연구에서는 현재 항공기 엔진의 전기 저항 전극봉, 리드와이어, 진공튜브, 열 교환기, 전기접점재료로 널리 사용되고 있는 분산강화 구리합금의 static creep 실험을 온도범위 650~690°C, 응력범위 40~55 MPa에서 행하여 얻은 data로부터 creep 응력지수 n 값과 creep 활성화에너지 Q 값을 구하여 creep mechanism 규명하

고, creep 파단수명의 예측과 creep rate의 경험식을 산출한다, 또한 SEM을 이용하여 파단 양상을 규명하여 보다 나은 재료를 개발하는데, 기초자료로 활용하고자 한다.

2. 실험방법

2.1. 재료 및 시험편

본 실험에서 사용한 재료는 미국의 SCM금속회사에서 제조한 것으로, 일반적으로 GlidCop Al-15이라는 상표명으로 잘 알려진 C1.5715 합금이었다. 이 합금은 상업적으로 이용 가능한 분산강화 구리합금으로 GlidCop Al-15의 최종시험의 상용 화학 조성은 Table 1과 같다. 이 분산강화형 구리합금을 판상으로 제작하여 두께 1 mm로 제작한 후 압연방향과 수평방향으로 ASTM규격에 의해 gauge length가 25 mm인 인장 creep시험편을 Fig. 1과 같은 형상으로 방전 가공하여 시험편을 제작하였다. creep실험을 행하기 전에 압연 조직을 없애고 균질화를 위하여 800°C에서 약 1시간 정도 용체화 처리하고 노냉 시킨 후 creep실험을 하였다. 시험편의 분산물은 질산 20%와 에탄올 80% 혼합한 부식액으로 재폴리싱하여 TEM으로 측정된 결과 분산질의 크기는 200Å 이었다.

일정한 시험 온도를 유지하기 위해 니크롬선 개폐식 수직 관상로를 사용하였고, 노내에는 석영판을 장치하여 열 분포를 균일하게 하였다. 또한 시험편의 정확한 온도를 측정하고 유지하기 위하여 시험편중심부 위에 Al-Cr 열전대를 접촉시키고, proportional type의 digital temperature controller에 연결하여 온도변화를 $\pm 1^\circ\text{C}$ 이하로 되도록 하였다.

Table 1. Chemical Composition of dispersoid Copper grades

Grade	Copper		Aluminum Oxide	
	wt%	vol%	wt%	vol%
C15715	99.7	99.3	0.3	0.7

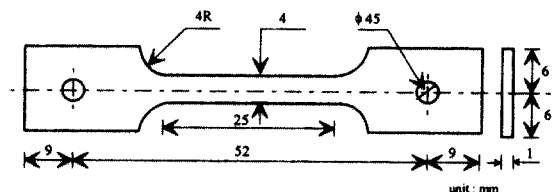


Fig. 1. Dimension of tensile creep specimen.

시편의 변형량은 Schavitz 사의 500 HR LVDT (linear variable differential transformer)를 이용하고 출력 전압을 CAS signal conditioner로 정류 증폭하여 연결된 recorder에서 $0.5 \times 10^{-6} \text{ m}$ 까지의 변화량을 측정 가능하게 하였다.

파단된 시편의 파단부를 1.0 cm 정도의 크기로 절단하여 아세톤 용액에서 1시간 동안 초음파 세척 후 주사전자현미경 SEM(JEOL JSM-5410)으로 파단양상을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. Creep 곡선

본 연구에서 실험조건은 650~690°C의 온도영역과 40~55 MPa의 응력 범위에서 온도와 응력을 변화시켜 주면서 static creep 실험을 행한 결과를 시간증가에 대한 true strain($\epsilon - \epsilon_0$)으로 도시 한 결과 Fig. 2에서 보는 바와 같이 creep 곡선은 전 구간에서 normal creep을 나타내었다.

이들 곡선으로부터 분석한 결과를 Table 2에 나타내었다. 본 실험은 일정응력조건하이므로 2차구간의 creep 속도인 steady state creep 속도를 $\dot{\epsilon}$ 로 표시함을 밝혀 둔다. 한편 creep rupture된 시편의 표면과 내부의 경계를 주사전자현미경으로 조사해 본 결과 시편 표면 부위에는 산화물로 여겨지는 치밀한 막이 형성되었으나,

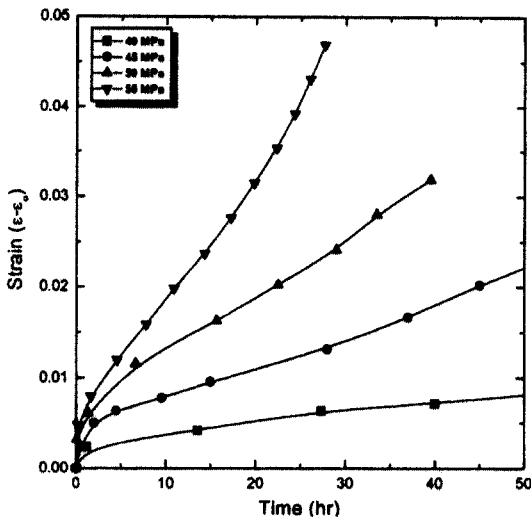


Fig. 2. Typical creep curves for DS copper at 650°C.

Table 2. Experimental creep data

Temp (°C)	Stress (MPa)	Creep rate (hr ⁻¹)	Rupture tim(hr)
650	40	1.12×10^{-4}	-
	45	3.442×10^{-4}	77.3
	50	8.53×10^{-4}	39.5
	55	2.35×10^{-3}	27.7
663	40	1.84×10^{-4}	70.8
	45	5.36×10^{-4}	48.6
	50	1.23×10^{-3}	29.4
	55	3.45×10^{-3}	24.6
677	40	2.88×10^{-4}	44.3
	45	8.54×10^{-4}	31.6
	50	2.15×10^{-3}	18.5
	55	5.64×10^{-3}	8.2
690	40	1.23×10^{-3}	38.1
	45	2.77×10^{-3}	21.5
	50	5.93×10^{-3}	3.9
	55	1.688×10^{-2}	3.25

산화피막이 creep속도에 미치는 영향은 시험오차 범위 내에서 무시될 수 있겠다.

3.2. Creep 변형에 따른 응력지수

Creep이란 전위의 점진적인 이동에 의하여 변형을 유발하는 것으로 시간이 경과함에 따라 일어나는 열적 활성화 과정에 의한 소성변형이며, 변형 속도와 응력 의존성 관계는 power law로 표시되는 함수 관계로 나타낸다.

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

여기서 A는 재료상수, Q는 활성화에너지, R은 기체상수, T는 절대온도이다.

식 (1)로부터 응력지수, n은

$$n = \frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln \sigma} \tag{2}$$

이므로 응력에 대한 creep속도를 그림 6과 같이 log-log plot하여 그 기울기, 즉 응력지수를 구하였다.

Fig. 3에서 보듯이 본 실험조건하에서의 응력지수, n 값은 각 온도에서 각각 9.66, 9.25, 9.01, 8.42로 감소하는 것으로 나타났다.

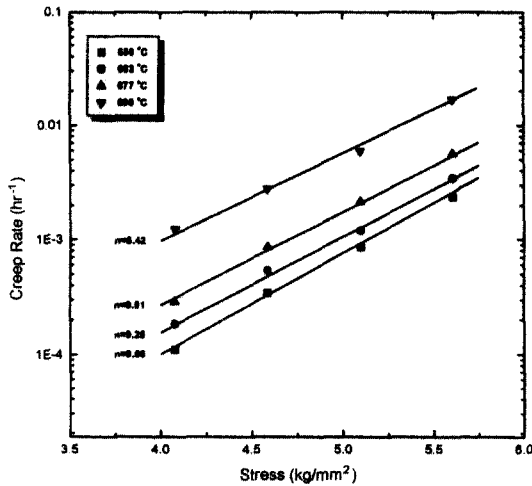


Fig. 3. Dependence of steady-state creep rate on applied stress.

본 실험에서도 온도의 증가에 따라 응력지수 값이 다소 감소하기는 하였으나 높은 응력지수가 나타나며 이는 분산강화 합금에서 전형적으로 나타나는 값과 잘 일치하며, 이러한 큰 값은 분산입자와 전위와의 강한 인력에 의한 것으로 해석하여 전위를 입자로부터 떼어내는데 에너지가 소요된다는 detachment theory가 제안되고 있다.

3.3. Creep 변형의 활성화 에너지

Creep 변형은 열적활성화 과정에 의한 변형이므로 Arrhenius Equation type의 속도식을 이용하여 creep 변형에 필요한 활성화 에너지, Q값을 구할 수 있다. 이것을 식으로 표시하면 다음과 같다.

$$\dot{\epsilon} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

여기서 Q는 creep 변형에 필요한 활성화 에너지이며, A는 응력, 조직, 온도등에 따라 변하는 재료상수이고, R은 기체 상수, T는 절대온도이다. 위 식으로부터 creep 변형에 필요한 활성화에너지 Q는

$$(Q) = -R \frac{d \ln(\dot{\epsilon})}{d(1/T)} \quad (4)$$

로 표시된다.

본 실험에서 활성화 에너지측정은 여러 시편을 이용하여 일정응력하에서 isothermal creep 실험으로부터 정

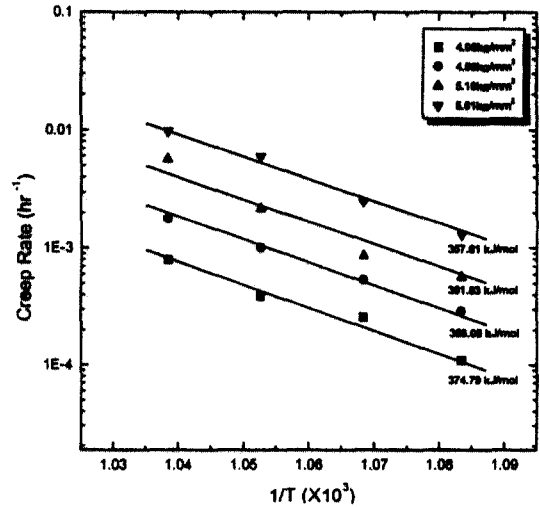


Fig. 4. Steady state creep rate vs. temperature plot for DS copper.

상상태 creep 변형을 구하여 활성화 에너지를 구하는 방법으로 1/T에 대한 $\ln \dot{\epsilon}$ 를 plot하여 그 기울기로부터 구했으며, 이때 Q값은 Fig. 4에 나타내고 최소자승법에 의해 구한 결과 가해진 응력, σ 가 40, 45, 50, 55 MPa로 증가함에 따라 374.79, 368.06, 361.83, 357.61 kJ/mol로 감소하였다.

이는 Rothoman과 peterson[10] 등이 연구한 동의 자기 확산 에너지 200 kJ/mol, Balluffi[11]가 연구한 구리의 전위 코어 확산에너지 147.4 kJ/mol보다 큰 값이며, 또한 Beere 등의 입계확산 에너지 117.0 kJ/mol 보다는 2배나 큰 값이다.

Broyles[9] 등이 분산강화 구리의 creep 실험을 했을 때 creep 활성화에너지는 248.9~257.6 kJ/mol로 구리의 자기확산에너지, 전위코어확산에너지, 입계확산 에너지보다 큰 값을 나타내었는데, 이는 분산상과 기지 계면의 정합으로 전위와 입자 사이에 상호작용이 강하며, 미세하게 연신된 입자에 의해 두터운 전위 구조를 가졌기 때문이고, 입계확산이나 전위코어확산, 자기확산 등의 단순한 확산에 의한 변형이 아닌 좀더 개량된 복합적인 기구로 설명되어야 한다고 보고하고 있다. 또한 높은 전위밀도와 tangled 전위가 subgrain 내부에서 관찰되며, 단지 subgrain의 크기는 응력에 영향을 받지만 변형은 substructure보다는 분산물에 영향을 받는다고 보고하고 있다. 이런 상호작용에 의해 분산강화 구리의 활성화 에너지가 클 것이라고 연구가 되고 있다.

본 실험에서의 나타나는 높은 활성화 에너지(374.79~357.61 kJ/mol), Q값은 미세한 분산질에 의한 전위의 유동이 억제되고, 전위와 분산 입자사이의 강한 인력에 의한 것으로 생각되며 dislocation climb에 율속되는 것으로 사려된다.

3.4. Creep 수명 예측

어느 온도에서 rupture time을 알고 있을 때, 다른 온도에서도 파단수명을 예측할 수 있는데, 그 방법으로 는[12] Larson-Miller Parameter와 Dorn-sherby Parameter 그리고 manson-Harferd Parameter 등이 있다. 본 실험에서는 간편하면서 정확하기 때문에 여러 합금에서 폭넓게 사용되는 Larson-miller Parameter로 살펴보기로 했다.

$$P = (T+460) (\log tr+c) \tag{5}$$

여기서 P는 Parameter value,

T는 화씨온도 (°F),

t_r는 파단시간 (hr),

c는 상수 이다.

위 식 (5)에서 상수값 c를 구하므로서 creep수명을 예측할 수 있기 때문에 c값을 구하기 위해 Table 2 data를 이용하여 Fig. 5과 같이 graphical determination방법으로 구한 결과 Static creep시 본 실험조건인 온도 650~690°C, 응력 40~55 MPa의 그 상수값 c는 21이었다.

3.5. Creep rate ε의 경험식

Creep 거동의 온도와 응력 및 재료의 구조적 요소, 가공이력, 화학조성 등에 의해 결정되는 함수로 다음과 같은 식으로 나타낼 수 있다.

$$\epsilon = f(\epsilon, T, \sigma, ST) \tag{6}$$

여기서 ε: Creep strain

T : temperature

σ : stress

ST: structure factor

(6)식을 일반적인 Creep 속도식으로 나타내면 다음과 같다.

$$\epsilon = A(\sigma, T, ST)\sigma^n(\epsilon, T, ST) \times \exp \{-QA(\sigma, T, ST)/RT\} \tag{7}$$

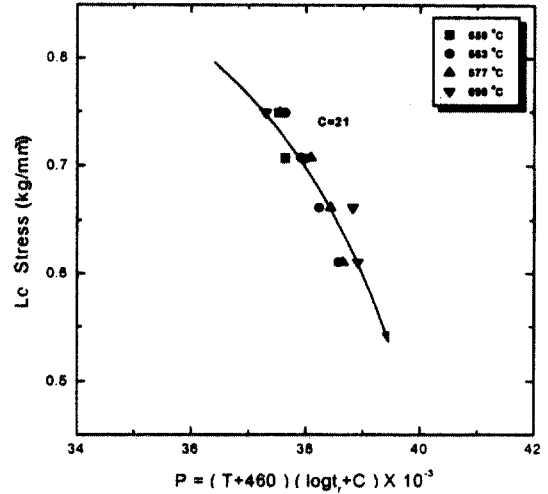


Fig. 5. Correlation of Larson-Miller parameter for DS copper from experimental stress-rupture data.

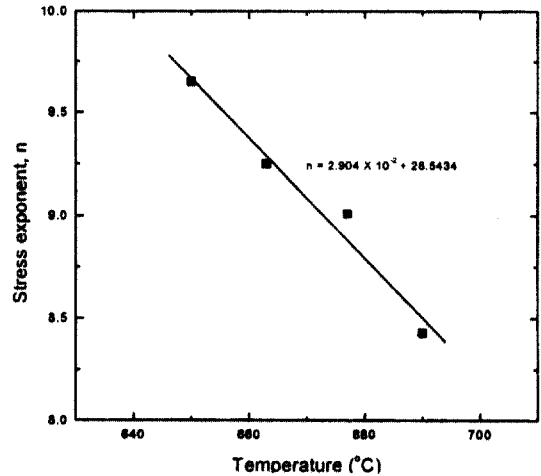


Fig. 6. Stress exponent vs. temperature.

위식에서 상수항 A, n, Q의 함수를 본실험구간의 테이 타로부터 구함으로써 경험식을 유도할 수 있다.

Fig. 6에서 관찰해 보면 본 실험구간에서 static creep에 대한 응력지수, n과 온도, T와의 관계를 살펴 보면 온도가 증가할수록 응력지수, n값은 거의 직선적으로 감소되고 있음을 알 수 있다. 따라서 n = aT+b로 표시되는 직선관계식을 최소자승법으로 구한 결과 static creep시 응력지수, n은 다음과 같았다.

$$n = -2.904 \times 10^{-2} T + 28.5434 \text{로 구해졌다.}$$

또한 Fig. 7에서 보듯이 본 실험구간에서 static

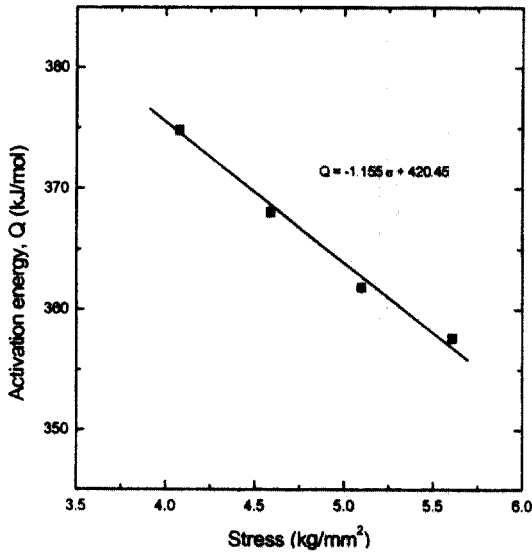


Fig. 7. Activation energy vs. stress.

creep 활성화에너지, Q_s 와 응력, σ 와의 관계 역시 응력이 증가할수록 Q 값은 거의 직선적으로 감소되고 있음을 보여주고 있어 $Q = c\sigma + d$ 로 표시되는 직선 관계식을 최소자승법으로 구한 결과 static creep시 활성화에너지는, Q 는 다음과 같다.

$$Q = -1.155\sigma + 420.45$$

한편, 고정된 응력, σ 에서 $\ln A$ 와 온도, T 와의 관계를 Table 3과 Fig. 8에서 살펴본 결과 이들 역시 온도가 증가할수록 static creep에서의 $\ln A$ 값은 거의 직선적으로 증가되고 있음을 보여주고 있어 $\ln A = eT + f$ 로 표시되는 직선관계식을 역시 최소자승법으로 구한 결과 다음과 같다.

$$e = 1.09 \times 10^{-2} \sigma + 4.97 \times 10^{-3}$$

$$f = -9.363\sigma + 32.096$$

이었으며 위의 관계로부터 $\ln A$ 는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\ln A = (1.09 \times 10^{-2} \sigma + 4.97 \times 10^{-3})T - 9.363\sigma + 3.096$$

그러므로 본 실험 구간에서의 static creep rate, ϵ' 의 분석결과 얻은 경험식은 다음과 같다.

$$\epsilon = \exp[1.09 \times 10^{-2} \times \sigma + 4.97 \times 10^{-3})T - 9.363 \times \sigma + 32.096 \times \sigma(-2.904 \times 10^{-2}T + 25.5434)]$$

Table 3. $\ln A$ obtained by computer simulation.

Stress (MPa)	Temp (°C)	$\ln A$	
40	650	26.15	$\ln A = 0.05081 T - 6.8486$
	663	27.01	
	677	27.31	
	690	28.32	
45	650	24.98	$\ln A = 0.05386 T - 10.039$
	663	25.66	
	677	26.39	
	690	27.15	
50	650	23.56	$\ln A = 0.05942 T - 14.987$
	663	24.52	
	677	25.23	
	690	25.98	
55	650	22.80	$\ln A = 0.06753 T - 21.107$
	663	23.67	
	677	24.57	
	690	25.52	

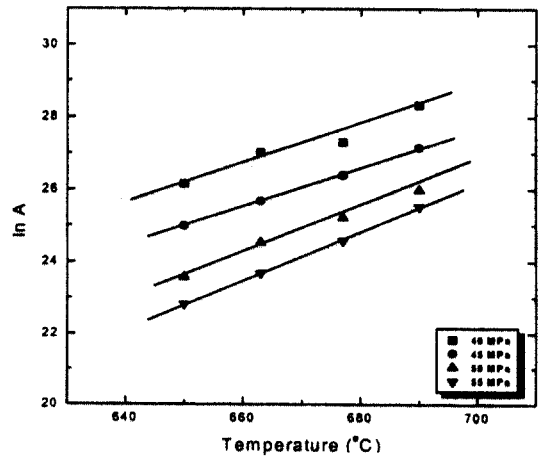


Fig. 8. Temperature dependence of material parameter, A .

$$\exp[-(-1.155 \times \sigma + 420.45) \times 10^3 / RT] \tag{8}$$

(8)식으로부터 어떤 주어진 온도나 응력에서 creep rate를 구할 수 있다.

3.6. Creep 시험시 파단양상

creep파면을 보면 저온 고응력에서는 grain내부를 통한 transgranular fracture가, 고온 저응력에선 grain-boundary를 통한 intergranular fracture가 나타난다.

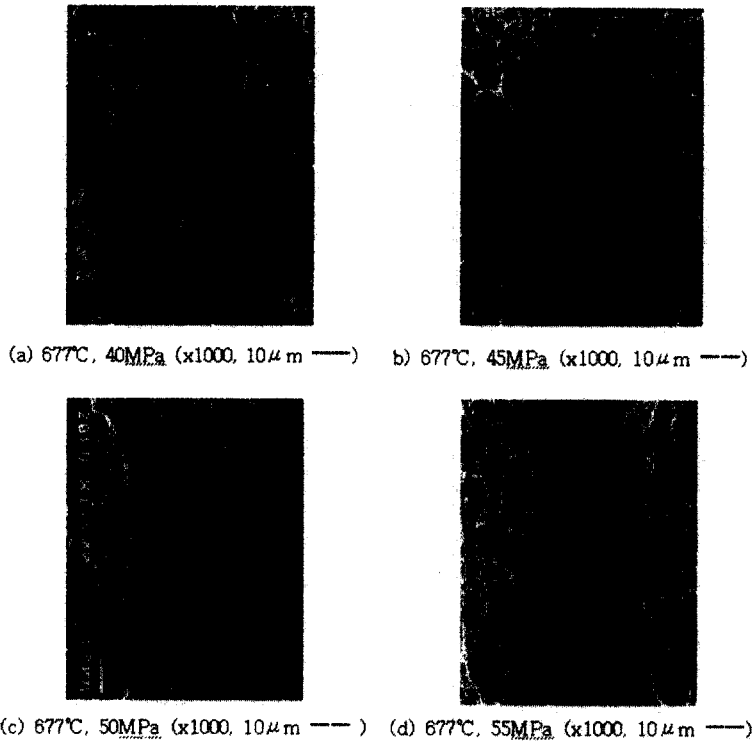


Fig. 9. SEM photos. of creep specimens.

또한 고온이건 저온이건 금속이나 합금의 creep 파단은 대부분 cavity라고 사려된다. 현상으로 생각된다. 고응력에서는 파단면들의 형성에 의해서 이루어지고 이러한 cavity 들이 성장함으로 인해 궁극적으로 파단에 이르게 된다.

본 실험은 650°C~690°C, 40~55 Mpa 영역에서 실험한 시편의 파단부를 Sem으로 관찰한 결과 대체로 입계파괴양상이 보였지만 전반적으로 Dimple 파단이 지배적이었다(Fig. 9). 은 응력이 감소할수록 Creep 손상을 받는시간이 길어 지므로 결정입계에 Void 형성 등에 의한 결정입계손상이 증가되며, 또한 Creep 분위기가 공기 분위기임으로, 결정입계 산화에 의한 손상을 받게되어 주어진 방향으로 Sliding된 후적이 관찰되는 것으로 보아 균열의 전파는 Sliding 등을 수반하여 진행된듯한다. 온도가 높아 질수록 결정립계를 따른 2차 균열이 발달되는데 그것은 온도가 높아 질수록 열적평형 공공의 수가 증가 하고, 또한 확산이 용이해 지므로 결정립계로 더욱많은 공공 혹은 불순물들이 확산하기 때문이다. 그러나 고응력하의 파단면은 입계파괴가 발견되지

않았는데, 그것은 Creep 손상을 받은시간이 매우 짧아 결정입계에 공공의 발생이나 불순물의 확산 등이 존재 하기 전에 파단되었기 때문으로 사료된다.

4. 결 론

공기분위기에서 온도범위 650~690°C, 응력범위 40~55 MPa에서 분산강화 구리의 static creep 실험을 행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 응력지수, n 값은 650, 663, 667, 690°C로 온도가 증가함에 따라 9.66, 9.25, 9.01, 8.42로 다소 감소하는 경향을 보였다.

2) creep변형에 필요한 활성화 에너지는 응력이 40, 45, 50, 55 MPa로 증가함에 따라 374.79, 368.306, 361.83, 357361 kJ/mole로 감소하는 경향을 보였으며, 순수 구리의 자가확산이나 입계확산의 활성화 에너지 값보다 훨씬 큰 값을 보였다.

3) 위의 결과로 미루어 보아 본 실험조건하에서 분산 강화 구리의 static creep변형은 전위의 climb에 의해

을속된다고 사려된다.

4) Static creep 수명을 예측하는 Larson-Miller Parameter, P는 다음과 같이 구해졌다.

$$P = (T+460) (\log t+21)$$

5) Static creep rate, $\dot{\epsilon}$ 의 empirical Eq.은

$$\dot{\epsilon} = \exp[(1.09 \times 10^{-2} \times \sigma + 4.97 \times 10^{-3})T - 9.363 \\ \times \sigma + 32.096] \times \sigma^{(-2.904 \times 10^{-2}T + 25.5434)} \\ \exp\left[\frac{(-1.155 \times \sigma + 420.45) \times 10^3}{RT}\right]$$

6) 파단부의 균열은 입계파괴 양상이 다소 보이나 전반적으로 입내파괴가 지배적이었다.

참고문헌

1. A. V. Nadkarni, in "High conductivity copper and aluminum alloy", ed, E, Ling and p, w. Taubenblat, Warrendale, PA, Trans. AIME, (1984) p77-101.
2. A. V. Nadkarni, "Dispersion strengthened Copper Properties and Applications", (March 1984).
3. G. S. Ansell and J. Weertman, Trans. AIME, vol. 215, p. 838, 1959.
4. D. Sroloviz, R. Petkovic-Luton, and M. J. Luton, Scripta Metall., vol. 16, p. 1401, 1982.
5. J. H. Schroder and E. Arzt: Scr. Metal., 19 (1985) 1129
3. G. S. Ansell and J. Weertman, Trans. AIME, vol 215, p. 838, 1959.
6. R. S. W. Shewfelt and L. M. Brown: Phil. Mag., 1997. vol. 35, pp. 945-62.
7. F. J. Humphreys, P. B. Hirsch, and D. Gould: in Proc. 2nd Int. Conf. on the Strength of Metal and Alloys, ASM, Metals Park, OH, 1970, pp. 550-54.
8. G. J. Lloyd, R. J. McElroy, and J. W. Martin: in Proc. 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Institute of Metals, London, 1973, pp. 195-89.
9. S. E. Broyles, K. R. Anderson, J. R. Groza and J. C. Gibeling. trans. AIME, vol 27A, p1217, 1996.
10. S. J. Rothman and N. L. Peterson: Phys. Status Solidi, 1969, vol. 35, pp. 305-12.
11. R. W. Balluffi: Phys, Status Solidi, 1970, vol. 42, pp. 11-34.
12. J. D. Lubahn and R. P. Felgar, Plasticity and Creep of Metals, p. 210.