

순동의 고온에서의 크리프 균열성장 특성

남승훈* · 김엄기** · 정민우*** 서창민****

Characteristics of Creep Crack Growth in Pure Copper at Elevated Temperature

Seung Hoon Nahm*, Am Kee Kim**, Min Woo Jung*** and Chang Min Suh****

Key Words : Creep Crack Growth(크리프균열성장), Pure Copper(순동), Elevated Temperature(고온), Stress Intensity Factor(응력확대계수), C^* -integral(C^* -적분)

Abstract

The significant creep in copper takes place at relatively low temperature and applied stress. Thus the study on modeling of creep behavior using the copper should provide researchers with benefits such as time for the test. In this study, a test of creep crack growth regarding copper was performed at 400 and 500 °C, and analyzed. As result, the crack growth rate at 500 °C turned out to be 10 times higher than that at 400 °C in terms of C^* , while the crack growth rate at 500 °C was several hundreds times higher than that at 400 °C in terms of K. Moreover, a linear relationship between the crack growth rate and C^* at the same temperature was established.

1. 서 론

대부분의 재료에서는 크리프 하중조건하에서 입계면에서 기공이 발생, 성장, 합체하여 균열을 형성하고 진전하게 된다. 이러한 점진적 재료의 열화와 이에 따른 크리프 파괴현상은 고온상태 하에서 사용되는 설비의 수명 및 이에 따른 검사시기와 교체주기에 영향을 주기 때문에 산업설비의 장기적 안전성과 경제성을 고려하여 그 동안 많은 연구가 진행되어 왔다. 그 중에서 비교적 낮은 온도와 하중에서도 현저한 크리프 현상을 보이기 때문에 실험이 용이하고, 짧은 시간에 걸쳐 크리프 파괴현상 관찰이 가능하여 모델화하는데 적합한

재료로 알려진 안티모니 동합금에 관한 연구를 살펴보면 다음과 같다.

Stanley 와 Saxena[1,2]가 400°C에서 대기중에서, Norris 와 Saxena[3]가 400°C의 질소분위기에서 그리고 Earthman 과 Nix[4]가 500°C의 진공속에서 균열성장연구를 수행했다. Earthman 과 Nix 는 3 가지 서로 다른 하중조건, 즉 ①일정 하중, ②일정 응력 확대계수, ③일정 변위를 하에서 시험을 수행했다. 일정하중 실험으로부터 안티모니의 첨가가 500°C에서 동합금의 균열성장거동에 크게 영향을 주고 있지 않음을 알 수 있다고 보고하고 있다. 또한 균열성장률과 응력확대계수 K 사이에 상관관계가 존재한다고 보고하고 있다. 대기 중에서의 Stanley[2]의 균열성장시험은 균열성장률과 C_t 사이에 상관관계가 성립되고 있지 않음을 나타내고 있는데 이는 균열선단에 형성된 대규모 크리프 손상 에 기인한 현상으로 손상영역의 크기가 균열크기와 그 외 다른 dimension 에 비하여 큰 경우에 파괴역학적 파라메타가 파괴현상을 정량화하는데 적절치 못하다는 것을 나타내는 것이다. 그럼에도 불구하고 대규모 손상과 균열분지(crack branching)의 경우를 제외시켰을 때 크리프 균열성장속도

* 회원, 한국표준과학연구원 산업측정표준부

E-mail : shnahm@kriss.re.kr

** TEL : (042)868-5383 FAX : (042)868-5027

*** 회원, 공주대학교 기계공학부

**** 경북대학교 대학원 기계공학부

회원, 경북대학교 대학원 기계공학부

(da/dt)와 C_t 사이에 선형적인 상관관계를 볼 수 있다.

한편 Stanley 와 Saxena[1]는 Cu-1%Sb 에서 발견 되는 비교적 큰 3 차 크리프 변형률을 고려하여 시간 의존적 파괴식에 대한 3 차 크리프 효과를 조사하여, $C(t)$ 의 계산식에 3 차 크리프 변형을 포함하도록 수정하였다. 또한 Stanley 와 Saxena 는 2 차와 3 차 크리프에 의해서 크리프 변형거동이 지배받는 재료를 위한 파라메타인 $C^*(t)$ 를 제안하였다. Norris[3]는 질소 분위기 하에서 Stanley 의 실험을 반복하여 크리프 균열성장속도(da/dt)와 C_t 사이에 상관관계를 발견하였다. Stanley[2]의 결과와 비교하여 질소 내에서의 균열성장률 데이터가 공기 중에서 얻은 데이터와 비교하여 낮은 값을 나타내었다. 이는 환경 균열성장장이 공기 중에서 수행된 시험에서 발생하고 있다는 것을 나타내는 것이다.

본 연구에서는 99.99% 순동을 사용하여 400 °C, 500 °C 에서의 크리프 균열성장 거동을 연구하여 동합금에서의 크리프 균열성장을 모델링 하기 위한 기초자료를 확보하고자 하였다.

2. 실험

2.1 시험편 및 시험방법

본 연구에 사용된 실험재료는 99.99% 순동이다. Fig. 1 은 인장시험편의 형상과 크기를 나타낸다. 직경 6.4 mm 이고 표점거리 25.4 mm 인 인장시험편을 제작하였으며, ASTM E8 규격[5]에 따라 인장시험을 상온에서 실시하였다. 크리프 균열진전 시험을 위해 시험편은 균열의 진전방향이 압연방향과 일치되도록 하였다. CT 시험편의 형상은 Fig. 2 와 같으며, ASTM E1457[6]에 준하여 제작하였다. 크리프 균열성장 시험에는 유압식 만능재료시험기(MTS 810)를 사용하였으며, ASTM E1457[6]에 준하여 실험하였다. 균열길이의 측정은 원거리측정시스템과 직류전위차법(direct current potential drop method)을 이용하여 균열길이를 측정하였다.

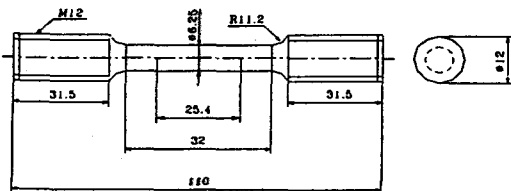


Fig. 1 Geometry of tensile specimen (unit : mm).

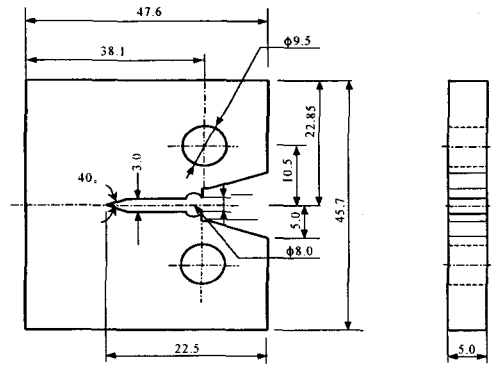


Fig. 2 Geometry of CT specimen (unit : mm).

고온에서의 균열성장특성을 평가하기 위해 400, 500 °C에서 시험을 실시하였다. 시험 전에 초기 균열비(a/W)가 0.45~0.50 이 되도록 예비균열을 형성시킨 후 균열성장특성을 평가하였다. 고온에서 시험편의 온도분포를 균일하게 하기 위하여 실험 온도에 도달한 후 3 시간 유지시킨 후 실험을 시작하였다. 또한 이 때 3A 의 전류를 흘려 포화상태에 이르게 한 후 전위차를 안정시켰다. 고온에서의 전위차의 측정은 전압이 흐를 때와 흐르지 않을 때의 차이를 읽음으로서 전기적 오프셋에 기인한 오차를 제거하였다.

2.2 전위차 측정 시스템

Fig. 3 은 고온에서의 크리프 균열성장 실험장치를 개략적으로 나타낸 것이다. 고온에서는 재료의 특성상 시험편 표면에 산화막이 형성되어 원거리 측정시스템을 이용하여 시험편 표면에서 균열길이를 직접 측정하는 것이 어려웠다. 따라서 고온에서 균열길이의 연속측정이 가능한 직류 전위차법을 이용하여 피로균열길이를 측정하였다. 직류 전위차법은 원거리측정시스템으로 관찰할 수 없는 고온 및 부식 분위기 하에서 금속의 균열길이를 연속적으로 측정할 수 있으며, 설비 장치비가 적게 들고 실험방법이 간편하다는 장점이 있다[7].

시스템의 구성으로는 하중을 가하기 위한 유압식 만능재료시험기(MTS 810)와 직류전위차법의 사용을 위한 직류 전원공급기(IPS-30B05), 측정된 전위차 값을 읽기 위한 디지털 볼타미터(Fluke 8840A), 전위값을 연속적으로 기록하기 위한 스트립-차트 레코더, 그리고 하중선 변위 측정을 위한 고온용 clip on gage(Capacitec, 3201-SP) 등을 사용하였다. 고온에서 시험온도를 유지하기 위하여 3 채널 가열방식의 전기저항식 전기로를 사용하였으며, 온도조절장치는 시험온도에서 적어도 $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 이내를 유지하도록 하였다. 전위차를 미세하게 측정할 수 있어야 미소 균열길이의 변화를 알아낼 수 있

기 때문에 실험에 사용된 전위측정장치는 미소 균열길이의 변화를 정밀하게 측정할 수 있도록 1 μ V 까지 측정이 가능한 것을 사용하였으며, 출력 전위차를 100 배 증폭시켰다.

앞에서도 언급한 바와 같이 고온에서 균열길이를 연속적으로 측정하기 위해 본 연구에서는 직류 전위차법을 사용하였으며 이를 위해 Fig. 4 에 보인 바와 같이 직류 전류의 공급과 전위의 측정을 위해 직경 0.7 mm 의 스테인리스 와이어를 시험편에 부착하여 전류 공급기와 전위측정기에 연결하였다. 부착위치는 측정된 전위차와 균열길이와의 관계가 정확한 Schwabe 와 Hellmann 이 제안한 위치를 선택하였다[8]. 본 실험에서 선택한 전류입력선(current lead line)과 전위출력선(potential output line)의 간격은 20 mm 이다.

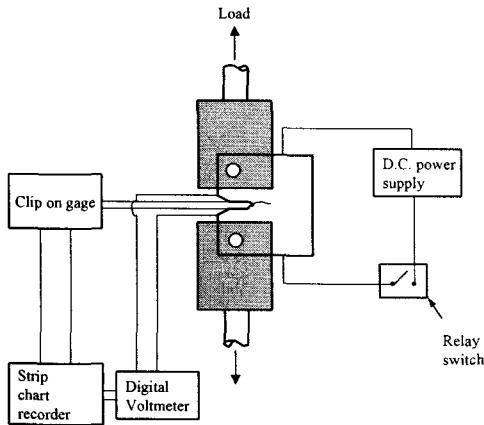


Fig. 3 Schematic diagram of potential drop apparatus.

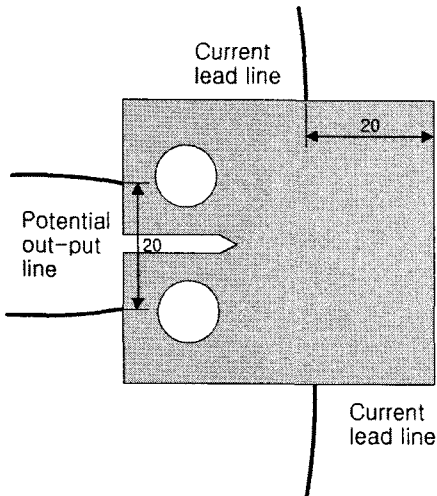


Fig. 4 Geometry of specimen for DCPD test.

2.3 균열길이 측정

본 연구에서 고온에서의 균열길이는 직류 전위차법으로 추정된 전위차를 근거로 식 (1)과 같은 Johnson 식[9]에 의해 계산하였다.

$$a = \frac{2W}{\pi} \cos^{-1} \left(\frac{\cosh\left(\frac{\pi y}{2W}\right)}{\cosh\left[\frac{U}{U_0} \cosh^{-1} \left[\frac{\cosh\left(\frac{\pi y}{2W}\right)}{\cos\left(\frac{\pi a_0}{2W}\right)} \right] \right)} \right) \quad (1)$$

여기서 a 는 균열길이, a_0 는 초기 균열길이, U 는 전위차, U_0 는 초기 전위차, y 는 전위출력선 거리이다.

Johnson 식에 의해 전위차를 이용하여 산출된 균열길이와 실험이 끝난 후 이동식 광학현미경을 이용하여 실측한 균열길이를 비교하기 위하여 전위차가 급격히 커지는 순간 실험을 중단하고 시험편을 액체질소에 담근 후 저온 파단시켰다. 이 파면으로부터 최종점에서의 균열의 성장량을 이동식 현미경으로 측정하여 Johnson 식으로 구한 균열길이와 비교하였다. 이 때 두 결과가 서로 일치하지 않을 경우 식 (2)로 보정하였다.

$$a_c = a_0 + (a_p - a_0) \left\{ 1 + \frac{(a_{mf} - a_{pf})}{a_{pf} - a_0} \right\} \quad (2)$$

여기서

- a_c : 보정된 균열길이
- a_0 : 초기 균열길이
- a_p : 전위차에 의한 균열길이
- a_{mf} : 현미경으로 측정된 최종 균열길이
- a_{pf} : Johnson 식에 의해 예측된 최종 균열길이이다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 인장시험 결과

인장시험은 상온에서 실시하였으며, 250 $^{\circ}$ C에서의 인장시험결과는 참고문헌 10 에서 인용하였다. 상온 및 250 $^{\circ}$ C에서의 인장시험결과는 Table 1 과 같다.

250 $^{\circ}$ C에서의 인장강도와 탄성계수가 상온에서의 인장강도와 탄성계수에 비해 많이 저하됨을 알 수 있다. 탄성계수는 약 30 %, 항복강도는 40 % 정도 감소한 것으로 나타났다. 따라서 400 ~ 500 $^{\circ}$ C에서는 강도와 탄성계수가 더 크게 저하되리라 추정된다.

Table 1 Mechanical properties of copper.

| Temperature (°C) | Elastic modulus (GPa) | Yield strength (MPa) | Tensile strength (MPa) |
|------------------|-----------------------|----------------------|------------------------|
| 24 | 102.3 | 286.2 | 291.4 |
| 250 | 72.0 | 180.0 | 180.0 |

3.2 크리프 균열성장 거동

Fig. 5 는 시험온도 400 °C와 500 °C, 시험하중 640 N 에서 얻은 시간에 대한 균열길이와 하중선 변위의 변화곡선을 나타낸 그림이다. 시험시간의 증가에 따른 균열길이와 하중선 변위는 다음과 같은 시간의 지수함수로 나타낼 수 있다..

$$a = A_1 + B_1 e^{(t/t_1)} \quad (3)$$

$$\delta = A_2 + B_2 e^{(t/t_2)} \quad (4)$$

$$a = A_3 + B_3 e^{(t/t_3)} \quad (5)$$

$$\delta = A_4 + B_4 e^{(t/t_4)} \quad (6)$$

식(3),(4)는 시험온도가 400 °C인 경우의 결과이며, 식(5),(6)은 500 °C인 경우의 결과를 나타낸 것이다. 여기서 a 는 균열길이, δ 는 하중선 변위, t 는 시험시간을 나타내며 A₁=17.6286, A₂=8.7060, B₁= 0.0542, B₂=0.1068, t₁=25.2080, t₂=40.0608 이고, A₃= 19.14187, A₄=3.32927, B₃=0.06501, B₄=0.00228, t₃=106.403529, t₄=98.18931 이다.

Fig. 6 은 400 °C, 500 °C에서 시험하여 얻은 크리프 균열성장속도(da/at)를 응력확대계수(K)로 정리하여 양대수 좌표계에 나타낸 결과이다. 크리프 균열성장속도는 응력확대계수와 지수함수 관계를 가지고 있다. 균열성장속도의 계산은 식 (7)와 같이 직선 할선법으로 계산하였으며 K 는 식 (8)을 사용하여 계산하였다.

$$\frac{da}{dt} = \frac{(a_{i+1} - a_i)}{(t_{i+1} - t_i)} \quad (7)$$

$$K = \frac{P}{B\sqrt{W}} \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (8)$$

여기서 a : 균열길이
 B : 시험편 두께
 W : 시험편 폭
 P : 시험하중
 t : 시험시간
 α : 균열비, a/W

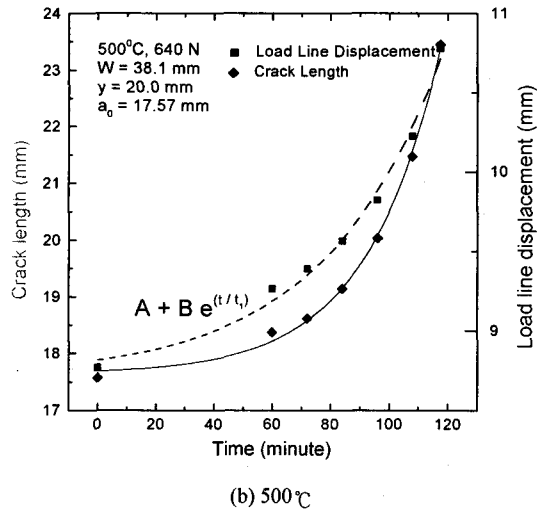
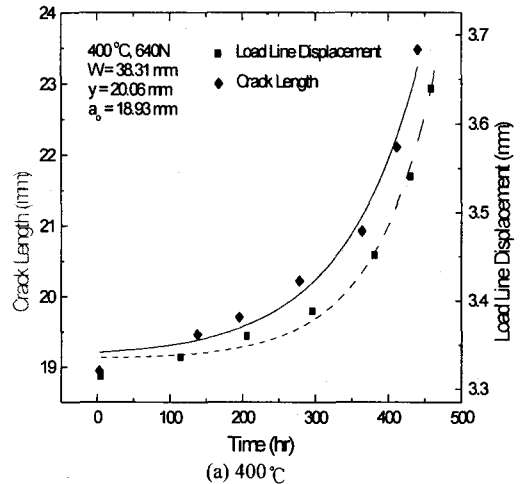


Fig. 5 Crack length and load line displacement with test time.

Silverns 와 Price[11,12]는 2.25Cr-1Mo 강과 0.5Cr-0.5Mo-0.25V 강의 경우, 565 °C에서의 크리프 균열성장속도를 나타내는데 있어 응력확대계수 K 가 적절치 못함을 실험적으로 밝힌 바 있다. 그들은 시험편 크기와 형태의 영향으로 인하여 응력확대계수 K 는 크리프 균열성장속도를 나타내는 파라메타로서 부적절하다고 보고하고 있다. Fig. 6 에서 나타나듯이, 본 연구에서도 균열성장속도 는 K 로 나타내 기에 부적절하였다. 따라서 균열

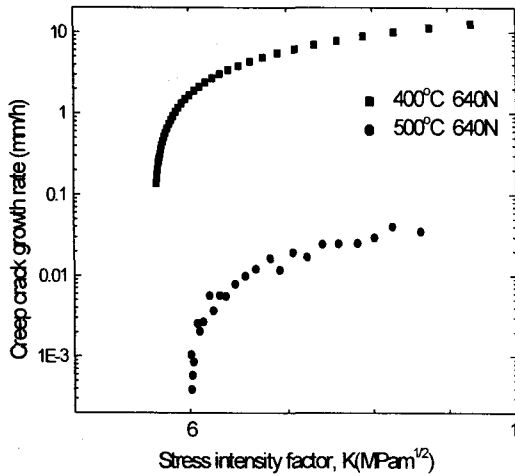


Fig. 6 Dependence of creep crack growth rate on stress intensity factor.

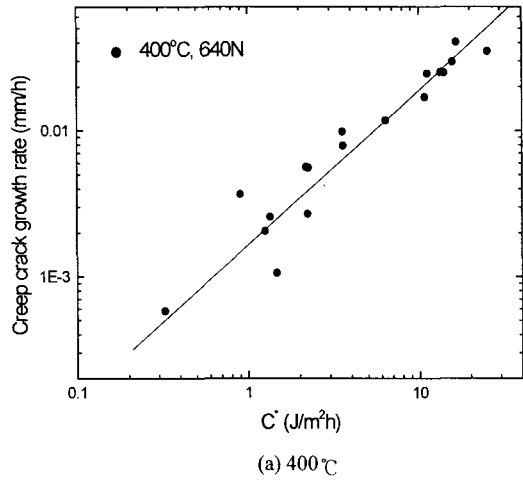
성장속도와 K 와의 관계를 적절히 나타내기 위해서는 향후 시험편의 크기나 형태에 대해 연구하는 것이 필요하다고 사료된다.

Fig. 7은 400 °C, 500 °C에서 시험하여 얻은 크리프 균열성장속도(da/at)를 C* parameter 로 정리하여 양대수 좌표계에 나타낸 결과이다. 크리프 균열성장속도는 C* parameter 와 선형적인 관계를 나타내고 있다. 여기서 C*는 식 (9)를 사용하여 계산하였다.

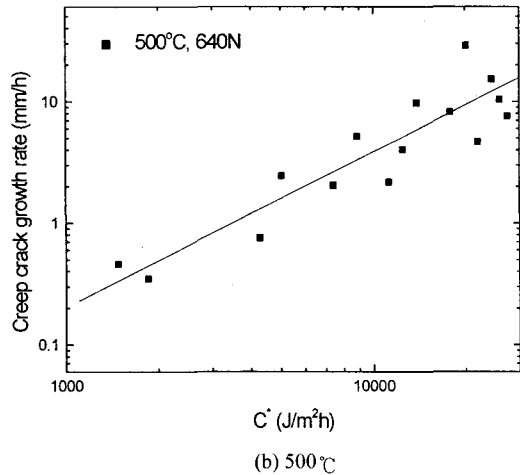
$$C^* = \frac{PV_{ss}}{BW(1-a/W)} \frac{n-1}{n+1} \left(\gamma - \frac{\beta}{n} \right) \quad (9)$$

여기서 a : 균열길이
 B : 시험편 두께
 W : 시험편 폭
 P : 시험하중
 V_{ss} : 하중선 변위 속도
 n : 크리프 지수
 β, α : a/W 의 함수

Webster[13,14,15]는 small scale creep 영역과 transition creep 영역에서 C* 를 사용해 균열 성장속도를 나타낸 바 있다. Small scale creep 영역과 transition creep 영역에서 C* 는 시험편의 형상이나 크기, 온도의 영향을 적게 받기 때문에 넓은 범위의 크리프 조건에서 균열성장속도와 의 관계를 나타내기 에 적절하다고 보고하고 있다. 본 연구에서는 일정하중에서 두 가지 온도, 즉 400°C 와 500 °C에서 균열성장속도와 C* 와의 관계를 구하였는데, 시험온도에 따라 균열진전거동은 큰 차이를 나타내고있었다. 400 °C와 500 °C



(a) 400°C



(b) 500°C

Fig. 7 Dependence of creep crack growth rate on C*.

에서의 크리프 균열성장속도와 C* parameter 와의 상관관계는 다음과 같다.

$$400^\circ\text{C} : (\text{crack growth rate}) = E_1 + F_1 C^* \quad (10a)$$

$$500^\circ\text{C} : (\text{crack growth rate}) = E_2 + F_2 C^* \quad (10b)$$

여기서 E₁=0.9310, F₁=1.4666, E₂=-2.783, F₂=1.05888 이다.

균열진전속도는 온도에 크게 의존하기 때문에 C* 값도 온도에 따라 크게 다른 값을 나타낸다. 균열진전속도와 C* 와의 관계는 400 °C와 500 °C에서 모두 1 차 함수의 형태로 나타났다. 즉 균열진전속도는 대단히 큰 온도의존성을 가지지만 C* 도 같은 온도의존성을 가지고 있기 때문에 양자를 조합한 관계로는 K 파라미터에 비해 온도의존성이 크게 나타나지 않았다.

4. 결 론

본 연구에서는 99.99% 순동을 사용하여 400 °C, 500 °C에서의 크리프 균열성장속도에 대하여 연구하였으며, 얻어진 결론은 다음과 같다.

- 1) 양대수 좌표에서 크리프 균열성장속도와 C^* parameter 는 선형적인 관계를 가지고 있다.
- 2) 크리프 균열성장속도는 큰 온도의존성을 나타내지만, C^* 도 온도의존성을 가지고 있으므로 양자 관계식에서는 온도의존성이 K 에 비해 작게 나타났다.
- 3) 크리프 균열성장속도를 나타내는 데는 응력확대계수보다는 C^* parameter 가 더 유용하다.

참 고 문 헌

- (1) J.T. Staley and A. Saxena, 1989, "Mechanisms of Creep crack Growth in 1Wt.-Percent Antimony-Copper: Implications for Fracture Parameters," Acta Metallurgica.
- (2) J.T. Staley, 1988, "Mechanisms of Creep crack Growth in 1 Cu-1 wt.% Sb Alloy," Master's Thesis, Georgia Institute of Technology, Atlanta, March.
- (3) R.H. Norris and a. Saxena, Unpublished research, 1898, Georgia Institute of technology.
- (4) J.C. Earthman, J.C. Gibeling and W.D. Nix, 1985, "High Temperature Intergranular Crack Growth Process in Copper and Copper with 1 wt.% Antimony," Acta Metallurgica, Vo. 33, No. 5, pp. 805-817.
- (5) ASTM E8.
- (6) ASTM E1457.
- (7) R.P. Gangloff, D.C. Slavik. R.S. Piscik and R.H. Van Stone, 1992, "Direct current electrical potential measurement of the growth of small crack," Small crack test methods, ASTM STP 1149, pp. 116-168.
- (8) K.H. Schwalbe and D. Hellmann, 1981, "Application of the electrical potential method to crack length measurements using Johnson's formula," Journal of testing and evaluation, Vol. 9, No. 3, pp. 218-221.
- (9) H.H. Johnson, 1965, "Calibrating the electrical potential method for studying slow crack growth," Material research and standard, Vol. 5, No. 9, pp. 442-445.
- (10) 채영석, 신창환, 1999, "크리프 거동의 손상역학적 연구," 제 2 회 산업설비 안전성평가 연구센터 심포지움.
- (11) M.J.Siverns and A.T.Price. 1970, "Crack Growth Under Creep Conditions. Nature, " 228:760.
- (12) M.J. Siverns and A.T.Price. 1973, "Crack

Propagation under creep condition in a quenched 2 1/4 chromium 1molydenum steel," Int. Journal of Fracture Mechanics, 9:199.

- (13) V. Dimopoulos, K.M. Niknibin, and G.A.Webster. 1988, "Influence of Cyclic to Mean Load Ratio on Creep/ Fatigue Crack Growth. Met. Trans," 19A:873:880.
- (14) D.J. Smith and G.A. Webster. 1983, "Estimates of the C^* Parameter for Crack Growth in Creeping Materials," In Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Volume I-Inelastic Crack Analysis, Pages 654-674, American Society of Materials and Testing, ASTM STP 803.
- (15) K.M. Nikbin and G.A. Webster. 1988, "Prediction of Crack Growth Under Creep-Fatigue Loading Conditions," In Low Cycle Fatigue, page 218-292, American Society for Testing and Materials, ASTM STP 942.