

|||||||
 論 文
 |||||

구상 흑연 주철의 고온 변형 거동

유위도 · 나영상 · 이종훈†

The High Temperature Deformation Behavior of Ductile Cast Iron

Wee-Do Yoo, Young-Sang Na and Jong-Hoon Lee†

Abstract

Hot deformation behavior of GCD-50 cast iron has been investigated by employing the compressive test. Phenomenological deformation behaviors, which were modeled based on the dynamic materials model and the kinetic model, have been correlated with the microstructural change taken place during compression. Microstructural investigation revealed that the adiabatic shear band caused by the localized deformation was taken place in low temperature and high strain rate. On the other hand, the wavy and curved grain boundaries, which represent the occurrence of dynamic microstructure change such as dynamic recovery and dynamic recrystallization, were observed in high temperature and low strain rate. Deformation model based on hyperbolic sine law has also been suggested.

(Received August 27, 2001)

Keywords : ductile cast iron, deformation, dynamic materials model, kinetic model

1. 서 론

국내 자동차 산업의 발전과 관련 기술의 향상으로 자동차 부품 소재의 기계적 물성에 대한 수요가 증대되고 있다. 구상 흑연 주철은 1948년 개발된 이래 매우 높은 성장을 보이고 있으며 생산량이 크게 증가하는 추세에 있다. 이 소재의 대표적인 용도는 밸브 및 펌프, 크랭크 축, 자동차와 기계부품에 주로 사용되는데, 기본적인 물성은 많이 알려져 있는 반면에 소재의 고온 기계적 물성에 대한 연구자료가 부족한 실정이다. 특히 엔진, 배기계통 및 제동장치 등의 관련부품은 높은 온도에서 사용되고 있으므로 이들 소재의 고온물성은 제품의 설계나 신뢰성 분석면에서 중요한 기초자료이며, 본 제품에 관련된 성능 향상 측면에서 지속적인 연구가 시급한 실정이다.

본 연구의 목적은 GCD-50 주철에 대한 고온 물성 연구를 통하여 제품의 신뢰성을 향상시키고 최적 설계를 위한 데이터를 확보하는데 있다.

2. 실험방법

자동차의 exhaust manifolder 소재로 사용되는 GCD-50 구상 흑연 주철에 대해 압축실험을 수행하였다. Exhaust manifolder의 경우 부품의 두께가 얇아서 실제 부품으로부터 시험편을 채취할 수 없기 때문에 그림 1과 같은 Y-block 형태의 주물을 제조한 후 시험편을 채취하였다. 주조는 실제 부품의 주조와 같은 조건으로 수행하여 데이터의 적용 가능성을 최대화 하였고 주조된 강괴에 대해 주물의 전전성을 파악하기 위해 X-ray를 이용하여 비파괴 검사를 수행한 후 주조 결함이 발생되지 않은 부위에서 시험편을 채취하였다. 본 연구에 사용된 GCD-50 주철의 조성은 표 1과 같다.

압축시험은 직경 8 mm, 길이 12 mm의 시험편을 이용하여 온도 500°C-700°C, 변형율 속도 10^{-1} - 10^{-3} /sec 범위에서 수행하였다. 압축시험기는 열간 가공성 시험기인 Thermec-Master 시험기를 이용하였으며 시험편에 열변형이 발생되지 않도록 5°C/sec의 가열속도를 유지

한국기계연구원(Korea Institute of Machinery and Materials)

†E-mail : ljh1343@kmail.kimm.re.kr

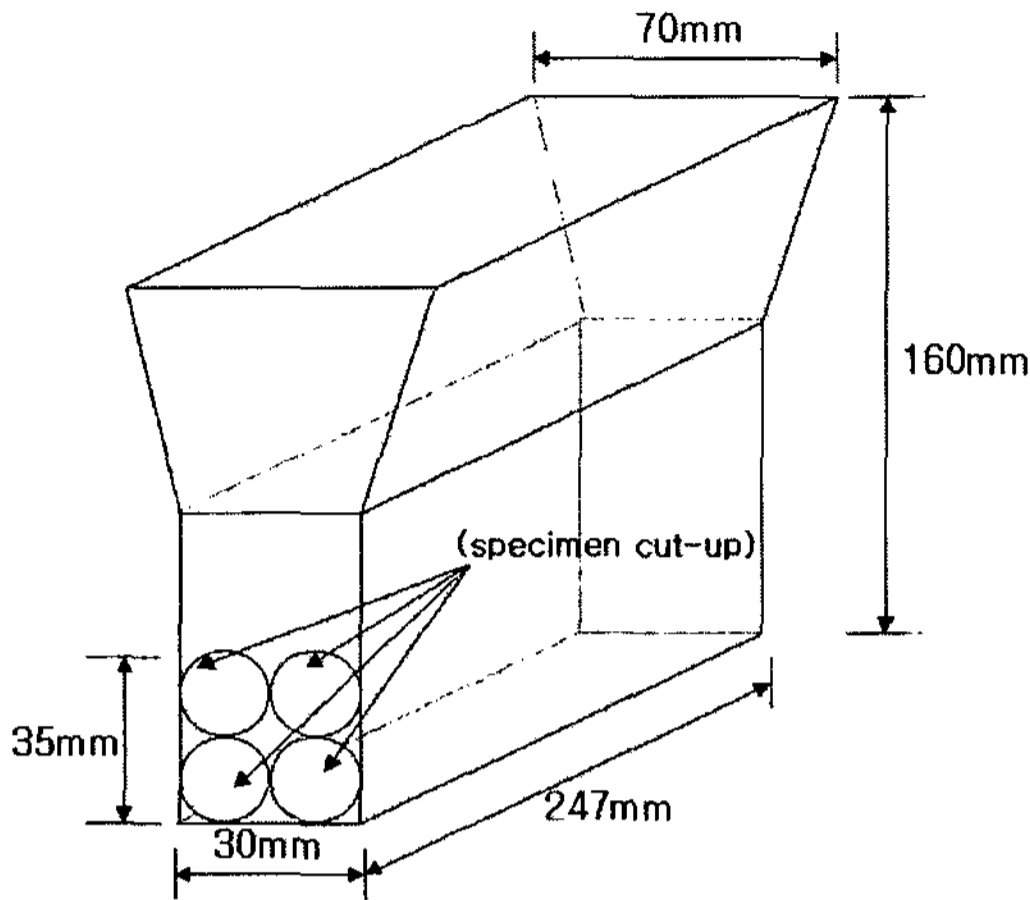


Fig. 1. Y-block casting and specimen cut-up.

Table 1. Nominal composition of GCD-50

Element	C	Si	Mn	P	S	Mo	Mg	Fe
Composition (%)	3.59	3.64	0.23	0.041	0.007	0.53	0.041	Balance

하면서 유도가열 방식으로 시험편을 가열하였다. 압축 시험은 진공상태에서 압축율 50% 까지 진행되었으며 압축 후 질소가스를 이용하여 급냉하였다.

광학현미경 및 전자현미경을 이용하여 GCD-50 소재의 미세조직을 관찰하였다. 미세조직을 관찰하기 위해 표면 연마 후 나이탈 용액(HNO₃ 3 ml+알코올 100 ml)을 이용하여 에칭을 수행하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 2에 압축시험으로부터 얻은 진변형-진응력 곡선을 10⁻¹/sec, 10⁻²/sec 및 10⁻³/sec의 변형 속도별로 나타내었고, 그림 2로부터 온도, 변형속도, 최대응력 및 최대응력에서의 변형량을 조사하여 표 2에 나타내었다. 최대응력 및 변형량은 진변형-진응력 곡선의 1차 미분 값이 0인 점을 택했으며 미분전에 Savitzky-Golay 법[1]을 적용하여 데이터 smoothing을 수행하였다.

온도가 증가하고 변형속도가 감소할수록 최대응력이 감소하였으며 최대응력에서의 진변형량 역시 같은 경

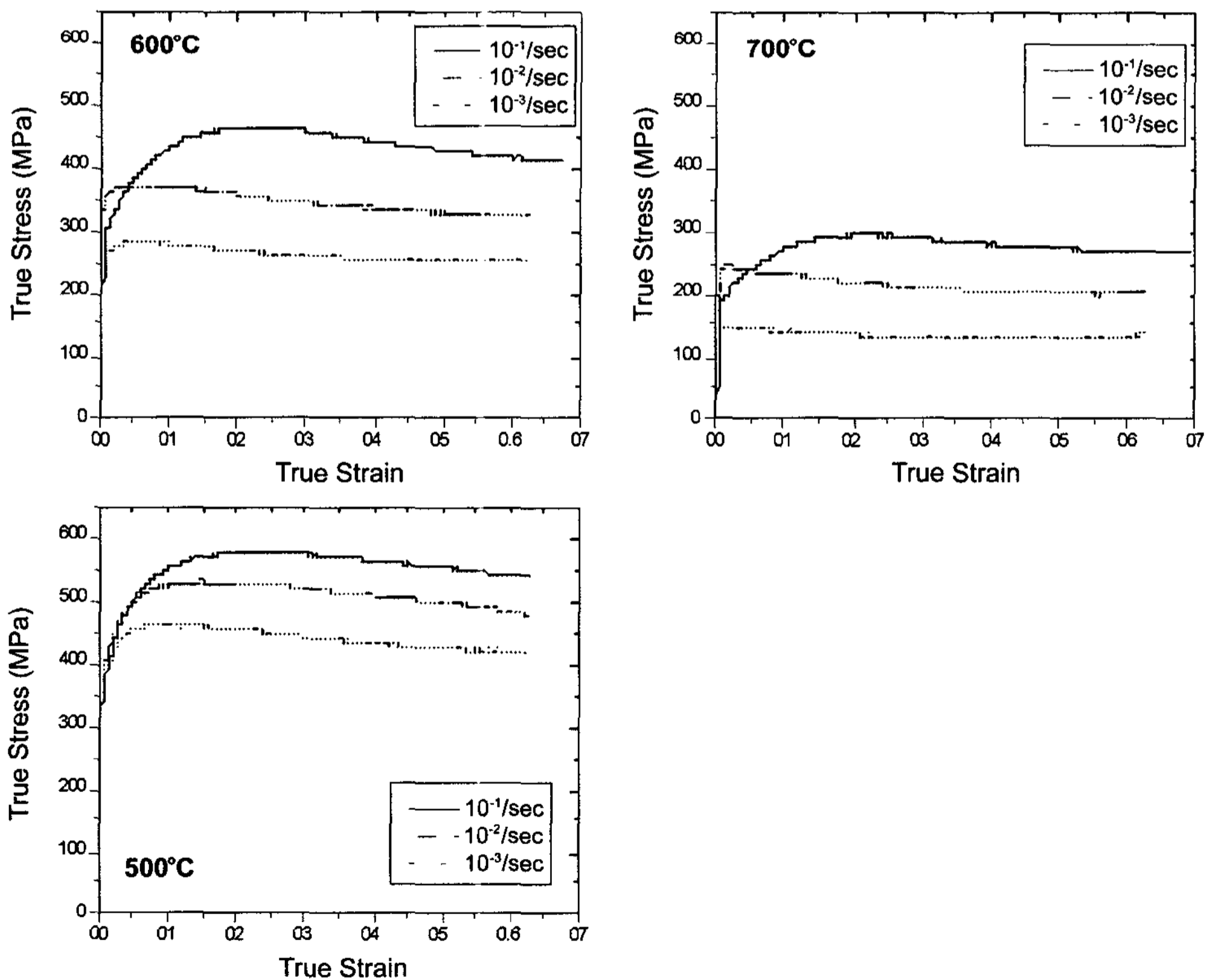


Fig. 2. True strain - true stress curves.

Table 2. Test temperature, strain rate, peak stress and strain at peak stress

Temperature (°C)	Strain rate (/sec)	Peak stress (MPa)	Strain at peak stress
500	0.1	576	0.235
	0.01	528	0.142
	0.001	459	0.106
600	0.1	463	0.218
	0.01	370	0.062
	0.001	281	0.058
700	0.1	295	0.215
	0.01	245	0.025
	0.001	148	0.015

향을 나타냈다. 그림 2에서 보여지는 바와 같이 변형 초기에는 변형량에 따라 응력이 증가하는 가공경화현상이 뚜렷이 관찰되었으며 최대응력에 도달한 후에는 응력이 감소하는 가공연화현상이 관찰되었다. 변형 초기에 변형량이 증가함에 따라 소재내에 전위가 발생하고 이로 인해 가공경화현상이 발생되며, 전위량이 증가하여 전위의 재배열과 같은 동적회복 및 동적재결정이 소재 내부에 발생하면서 가공연화현상이 발생하는 것으로 사료된다. 가공연화가 발생한 후에는 정상상태, 즉 변형량이 증가해도 응력이 일정하게 유지되는 형태의 유동곡선을 보여주고 있으며 이는 동적회복 및 동적재결정에 의한 가공연화속도가 전위 생성에 의한 가공경화속도와 균형을 이루기 때문이다.

일반적으로 금속 소재의 유동거동은 하이퍼볼릭 사인법칙인 식 (1)로 표현된다[2].

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma_s)]^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A' \exp(\alpha'\sigma_s) \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A'' \sigma_s^n \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

식 (1)에서 A 및 α 는 재료상수이며, n 및 Q 는 재료 변형거동을 이해하는데 중요한 지수 및 열적활성화 에너지 값이고, σ_s 는 정상상태에서의 응력이다. 식 (1)은 응력이 높은 경우 식 (2)의 지수법칙으로 표현되기도 하며, 응력이 낮은 경우 식 (3)의 멱수법칙으로 표현되는 경우도 있으나 본 연구에서는 비선형 다중회귀분석을 통해 하이퍼볼릭 사인법칙을 이용하여 소재의 변형

거동을 표현하고자 하였다. 식 (1)에서 σ_s 는 정상상태의 응력을 의미하지만 실제 실험에서 σ_s 를 얻기는 쉽지 않으며 일반적으로 σ_s 대신 임의의 변형량에서의 응력 또는 최대응력 σ_p 에 대해서도 식 (1)이 잘 맞는 것으로 알려져 있다[2]. 따라서 표 2에 주어진 변형속도 및 최대응력(σ_p) 값을 이용하여 비선형 다중회귀분석을 통해 A , α , n 및 Q 값을 구하였으며 이들 값을 이용해 식 (1)을 표현하면 아래 식 (4)와 같다.

$$\dot{\epsilon} = 18732 \times [\sinh(0.012\sigma_p)]^{1.28} \exp(-131.4kJ/RT) \quad (4)$$

한편 식 (1)은 온도로 보정된 변형속도인 Zener-Holloman 인자, Z 를 도입하여 식 (5)와 같이 표현되기도 한다. 따라서 식 (4)는 식 (5)와 같이 표현될 수 있다.

$$Z = 18732 \times [\sinh(0.012\sigma_p)]^{1.28} \quad (5)$$

그림 3 및 그림 4에 식 (4) 및 (5)의 정확성을 확인하고 Q 및 n 값을 구하는 방법을 도식적으로 보여주고 있다. 그림 3에서 변형에 대한 활성화에너지는 변형속도에 관계없이 일정한 값을 보였고, 그림 4에서는 식 (5)의 직선 주위에 데이터 값들이 적절히 위치함으로써 비선형 다중 회귀분석이 적절히 이루어진 것을 확인할 수 있었다.

한편 변형에 대한 열적 활성화에너지, Q 는 변형속도 및 온도에 관계없이 약 131.4 kJ/mol로 일정한 값을

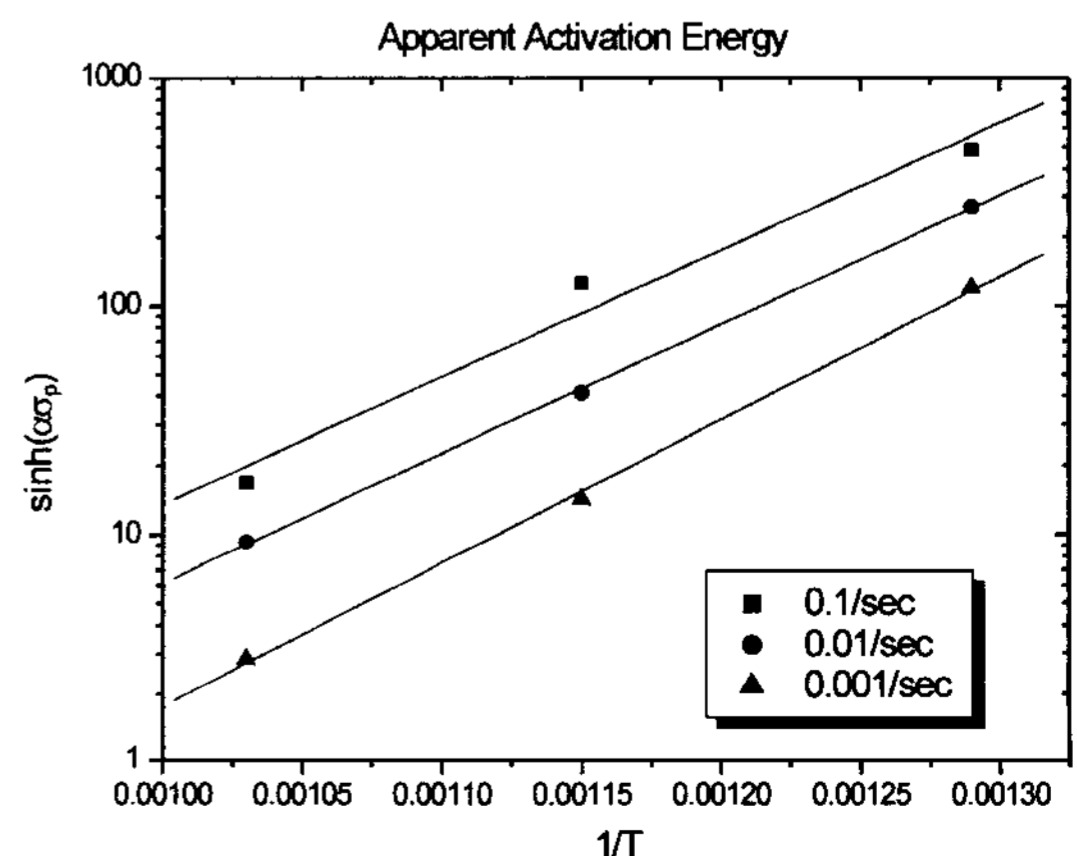


Fig. 3. Log[sinh($\alpha\sigma_p$)] vs. $1/T$ plot.

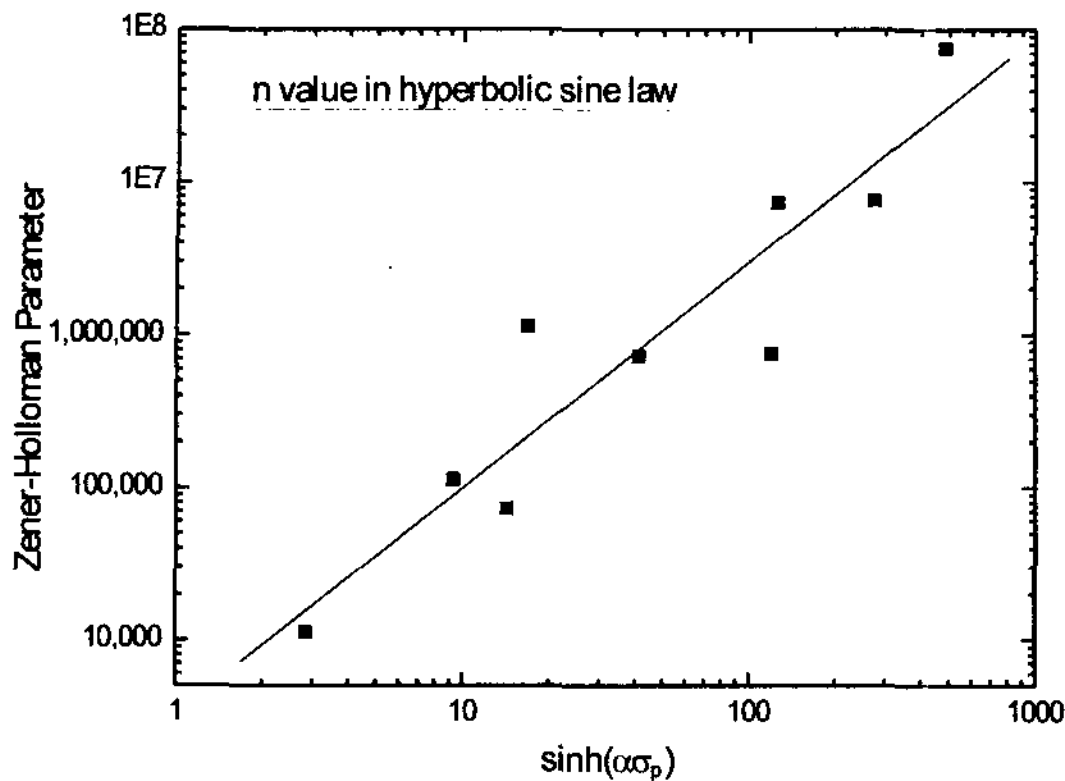


Fig. 4. Log(Z)-log[sinh(ασ_p)] plot.

보였는데, 이는 실험조건 내에서 변형기구(deformation mechanism)의 변화가 없음을 의미한다. Fe가 강자성체의 특성을 보이는 온도범위(510°C-770°C)에서 Fe의 자기확산에 대한 활성화에너지가 정량적으로 확립되어 있지 않아 직접적인 비교를 하긴 어렵지만[3], 변형에 대한 활성화에너지 값은 770°C-884°C 온도범위에서 Fe의 자기확산에 대한 활성화에너지 값(241 kJ/mol)보다 작은 값을 보였으며, α-Fe 내에서 탄소의 확산에 대한 활성화에너지 값, 80 kJ/mol 보다는 큰 값을 보여 두 값의 중간 값으로 나타났다. 이러한 결과로 보았을 때, 고온변형과정이 원자들의 확산에 의한 변형 과정으로 판단된다.

한편 재료의 변형기구는 식 (3)의 멱수법칙에 의해 잘 표현된다. 일반적으로 멱수법칙의 지수인 n' 값의 역수는 변형속도감도(strain rate sensitivity)라 불리며 m으로 표현되는데, 순금속에서는 변형속도에 관계없이 일정하지만 복잡한 합금의 경우에는 온도와 변형속도에 따라 변하는 것으로 알려져 있다[4, 5]. 동적 재료 모델(dynamic materials model)[6]에서 변형속도감도(m)는 소재 변형시 합금에 가해지는 에너지를 소진하는 방법, 즉 소성변형 및 단열가열에 의한 것과 금속 내부의 동적인 미세조직변화에 의한 에너지 소진간의 분산계수로서 간주되어진다[6-8]. m 값이 클수록 합금 내부의 동적 변화(동적 회복 및 동적 재결정 등)에 의한 에너지 소진이 증가하며 m=1일 때 합금 내부의 동적변화에 의한 에너지 소진이 50%에 달하는 것으로 여겨지고 있다.

그림 5에 멱수법칙에 의해 얻어진 변형속도-최대응력 관계를 보여주고 있다. 각 온도에서의 기울기는 n'

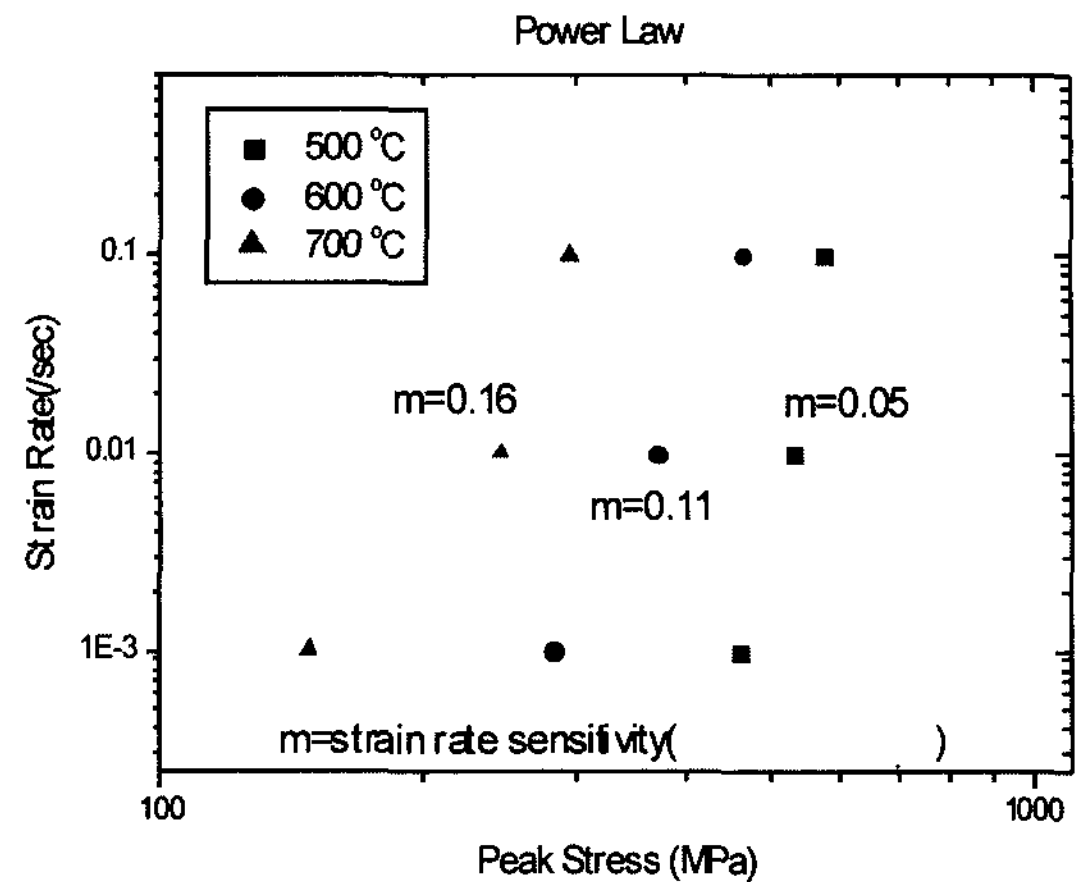


Fig. 5. Log(strain rate)-log(σ_p) plot.

값에 해당하며 변형속도감도(m)는 1/n'에 의해 얻을 수 있다. 변형속도가 빠르고 온도가 낮을수록 m값이 작게 나타나는 경향을 보였으나 전체적으로 변형속도의 영향은 크지 않은 것으로 판단되었다. 500°C에서는 m=0.05로 매우 작게 나타난 반면 700°C에서는 m=0.16 정도로 크게 나타났으며 이러한 결과로 미루어 볼 때, 고온에서 소재 내부의 동적 변형이 더욱 활발히 일어날 것으로 판단된다. 즉 저온에서는 변형이 국부적으로 집중되어 단열가열현상이 극대화되고 미세조직상에 shear band 등이 형성되며, 반면에 고온에서는 동적회복이나 동적재결정을 통해 소재 내부에 동적인 미세조직 변화가 발생할 것으로 기대된다.

그림 6에 압축실험 전 GCD-50 구상 흑연 주철의 미세조직 관찰 결과를 보여주고 있다. 그림 6(a)의 광학현미경 사진 결과에 의하면 GCD-50 주철은 ferrite 기지에 구상의 흑연이 존재하는 구상 흑연 주철 조직을 보여주고 있으며 결정립계 주위의 조직을 주사전자현미경으로 관찰한 결과(그림 6(b)) ferrite 기지에 미세한 입체 탄화물이 정출된 것으로 보인다. 그림 7에 압축실험 후 온도 및 변형속도에 따른 미세조직 변화를 보여주고 있다. 저온, 고변형속도에서는 압축응력에 45° 방향으로 shear band가 형성되어 있으며 고온, 저변형속도에서는 물결모양의 결정립계가 관찰되었다. 물결모양의 굴곡된 결정립계는 동적회복과 동적재결정에 의한 미세조직변화에 대한 전형적인 양태[6]로서 변형속도감도(m)에 의해 예측한 결과와 잘 일치함을 알 수 있다.

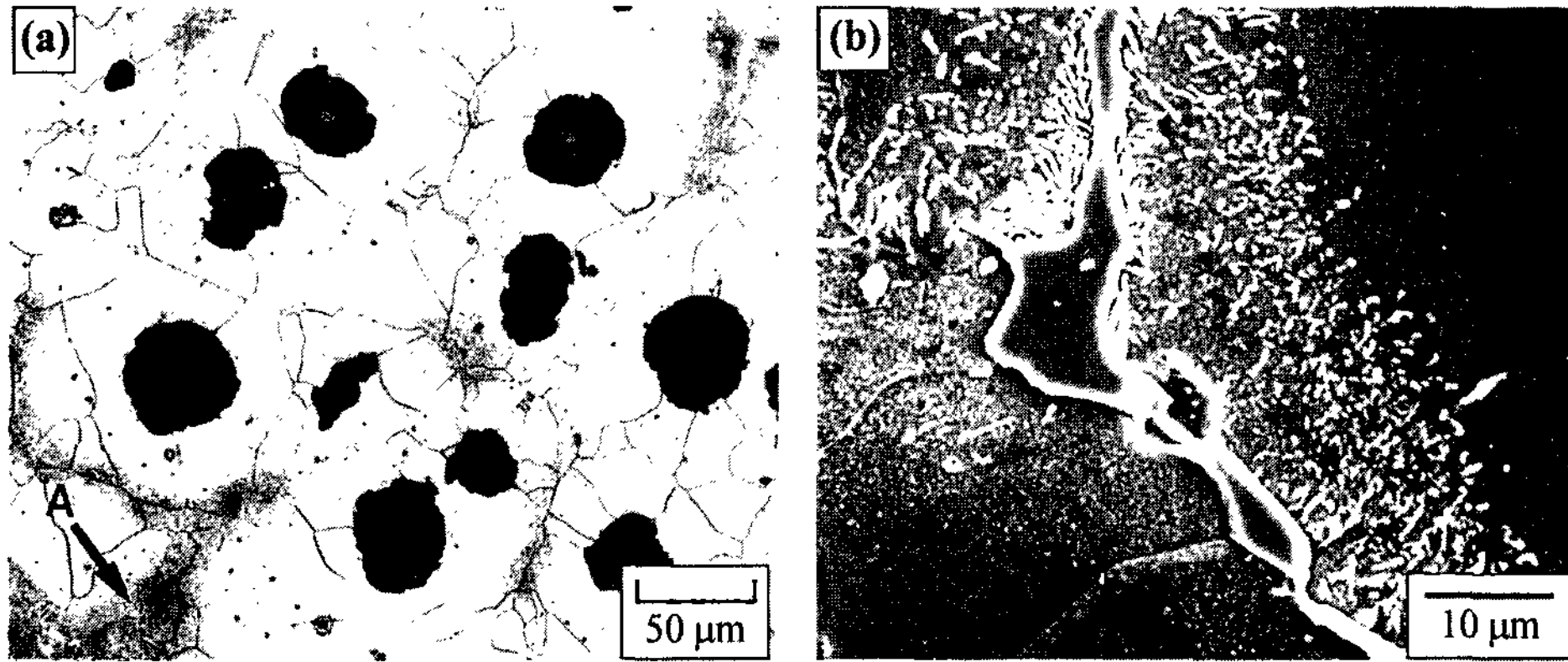


Fig. 6. Microstructures of as-cast GCD-50 cast iron (a) Optical micrograph (b) SEM micrograph of region A marked in (a) .

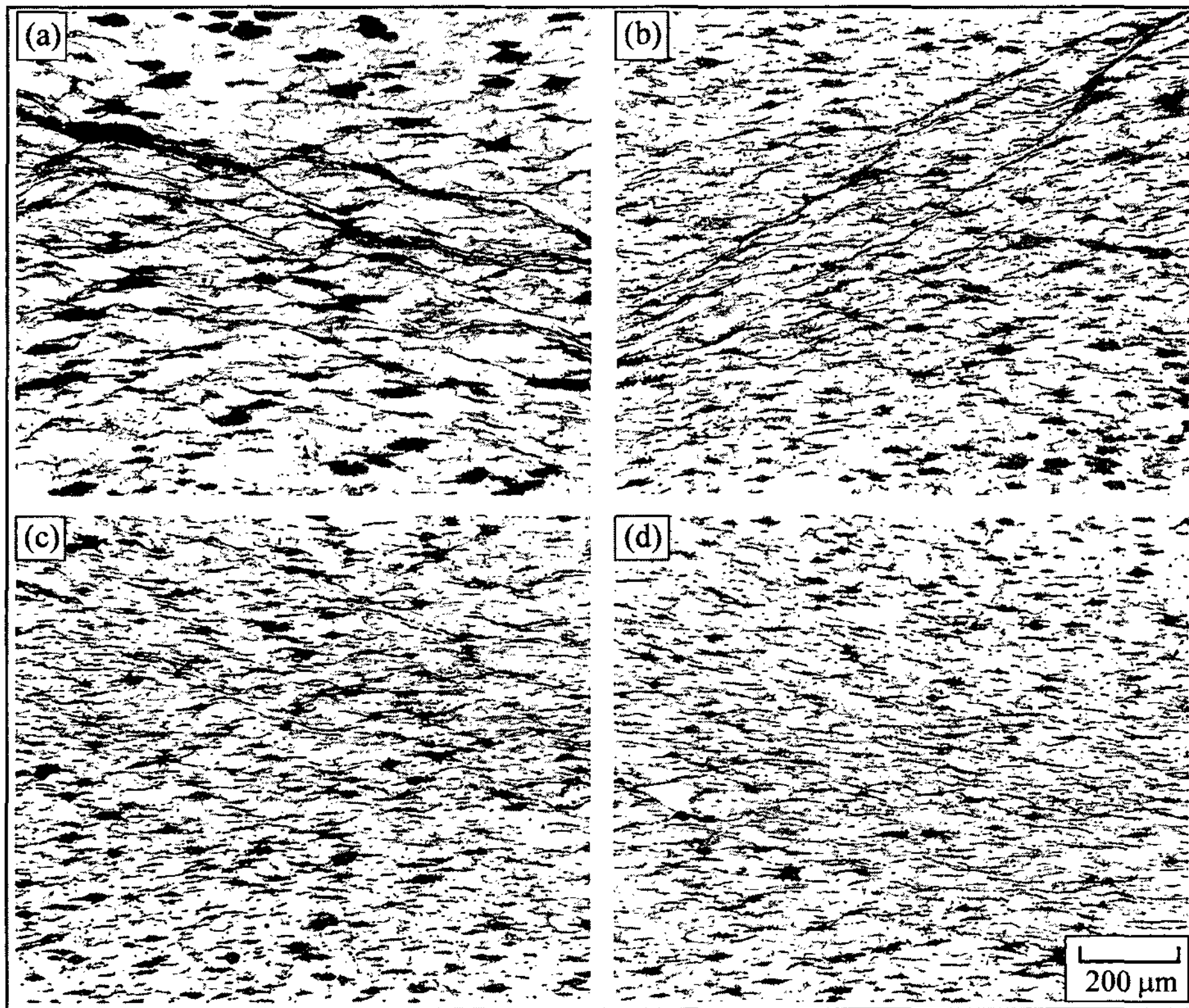


Fig. 7. Optical micrographs of GCD-50 after compression test (a) 500°C, 10⁻¹/sec, (b) 600°C, 10⁻¹/sec (c) 600°C, 10⁻³/sec, (d) 700°C, 10⁻²/sec.

4. 결 론

GCD-50 구상 흑연 주철의 고온 변형 거동을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) GCD-50 주철의 최대 유동 응력은 온도가 증가하

고 변형속도가 감소할수록 감소하였다. 초기에 변형이 진행됨에 따라 급격한 가공경화가 발생하였으나 최대 응력을 지난 후 변형량에 따라 유동 응력이 감소하는 가공 연화 현상을 보였다.

2) 가공 연화 현상은 온도가 증가하고 변형속도가

감소할수록 증가한다. 고온, 저변형속도 조건에서는 동적회복 및 동적재결정에 의해 가공 연화 현상이 발생하며 저온, 고변형속도에서는 주로 단열가열과 shear band의 형성에 의해 가공 연화 현상이 발생한다.

3) GCD-50 구상 흑연 주철의 고온 변형 거동을 하이퍼볼릭 사인 법칙을 적용하여 분석한 결과 아래와 같은 식으로 나타낼 수 있다.

$$\dot{\epsilon} = 18732 \times [\sinh(0.012\sigma_p)]^{1.28} \exp(-131.4kJ/RT)$$

참 고 문 헌

[1] W. H. Press, S. A. Teukolsky, W. T. Vetterling and B. P. Flannery : Numerical Recipes in FORTRAN, 2nd edition, 1992, Cambridge University Press, 644

[2] W. Roberts : Deformation Processing and Structure, ed by George Krauss, ASM, Metals Park, Ohio 44073, (1984) 110

[3] Eric A. Brandes : Smithells Metals Reference Book, 6th edition, Chapter 13-11, Butterworth & Co Ltd, England (1983)

[4] Y. S. Na, S. J. Choe and H. M. Kim : Analytical Science and Technology, 9 (1996) 179

[5] H. L. Gegel and J. C. Malas : Metals Handbook Vol. 14, 9th edition, ASM International, Ohio, 147

[6] Y. V. R. K. Prasad and S. Sasidhara : Hot Working Guide A Compendium of Processing Maps, ASM International, (1997)

[7] C. I. Garcia, G. D. Wang, D. E. Camus, E. A. Loria and A. J. DeArdo, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, (1994) 293

[8] Y. V. R. K. Prasad, H. L. Gegel, S. M. Doraivelu, etc, Met. Trans. A, 15A (1984) 1883