

〈研究論文〉

주철의 기계적 성질에 미치는 수소의 영향에 관한 연구

閔炳斗 · 李經燮

한양대학교 공과대학 금속공학과

A Study of the Effects of Hydrogen on the Mechanical Properties of Cast Irons

Byung Doo Min · Kyung Sub Lee

Department of Metallurgical Engineering, Hanyang University,
Seoul 133

ABSTRACT

To investigate the effect of graphite morphology on the degree of hydrogen embrittlement (HE) in cast irons, flake, CV, and spheroidal graphite cast irons were cathodically hydrogen-charged and were tension-tested. Also, the relationship between matrix-graphite interface and HE was studied by electrochemical hydrogen permeation test method. The degree of HE of flake graphite cast iron with large interfacial area between matrix-graphite was more conspicuous than that of CV or spheroidal graphite cast iron. The tendency of HE of as-cast structure was more remarkable than that of annealed structure with ferritized matrix. As the result of hydrogen charging, the tendency of interface decohesion between matrix-graphite was increased in flake graphite cast iron and the trend from ductile to brittle fracture mode was observed in CV & spheroidal cast iron.

1. 서 론

주철은 조직중에 여러가지 형상, 크기, 분포상태가 다른 흑연이 존재하므로 재질이 다양하며, 강에 비하여 강도는 낮으나 흑연으로 인해 강보다 우수한 재질적 특성을 갖고 있다. 즉 강보다 주조성 및 기계가공성(절삭성)이 우수하며 압축강도가 높다. 또한 피로에 대한 노치효과가 작으며, 감쇠능, 내마모성 및 내열충격성이 우수하다!

주철은 수용액에 접하는 장치에 사용되어 왔으며, 알칼리용액 또는 농도가 진한 황산중에서는 내식성이 우수하나, 염산 및 농도가 묽은 황산중에서는 수소가스를 발생하면서 격렬히 용해한다! 이러한 부

식반응시에 발생한 수소가스의 대부분은 방출되나, 일부는 재료내부로 침입하여 수소취화를 일으킨다. S. Vasudevan¹⁾ 등은 오스테나이트(r) 기지의 구상흑연주철을 사용하여 부식거동을 연구하였으며, 수소의 발생으로 인하여 생성된 응력때문에 구상흑연립 근처에 균열이 생성됨을 관찰하였다. 또한 O. E. Okorafor²⁾는 구상흑연주철을 물에 노출하였을 경우, 인장강도 및 연성이 감소한다고 하였으며, 이러한 결과는 전기화학적 반응에 의하여 생성된 수소가 탄화물영역, 전위 site, cell boundary에 trap 되기 때문이라고 하였으며, 또한 준정합의 탄화물-기지계면에 수소응집의 결과로 수소취화가 일어

난다고 하였다. 그러나 현재까지는 주철의 기계적 성질에 미치는 수소의 영향에 관한 연구가 구체적으로 진행되지 않고 있었다. 본 실험에서는 흑연형태에 따라 수소가 주철의 기계적 성질에 미치는 영향을 보다 구체적으로 조사하기 위하여, 주방상태 및 열처리하여 기지를 페라이트로 한 편상, CV, 구상흑연주철에 수소를 음극주입하여 인장실험한 후, 연성비교를 통하여 수소취화의 정도를 조사하였다.

또한, 흑연형태에 따른 기지-흑연간의 계면과 수소취상과의 관계를 전기화학적 수소투과실험방식에 의하여 분석하였다.

2. 시편 및 실험방법

2-1. 시편제조

본 실험에 사용된 재료는 다음 절차에 의하여 제조하였다. 50KVA Kryptol로안에서 20번 흑연도가니속에 6번 흑연도가니를 넣고 선철을 용해한 후, 슬래그를 제거하고 금형에 주입하여 원료선철을 제조하였다. 원료선철, 전해철, 및 Fe-Si합금을 조합하여 탄소당량을 조절한 후 흑연도가니를 사용하여 Kryptol로에서 재용해서켰다. 1,450°C로 유지된 용탕에 CaC₂를 2wt% 첨가하여 탈황처리 및 슬래그를 제거하였다. Y-block을 사용하여 생사형주철에 즉시 주입하여, 편상흑연주철을 제조하였다. 구상흑연주철은 흑연구상화제인 Fe-Si-Mg (15wt%Mg 함유, 5mesh) 합금을 소량 첨가한 후, Fe-Si 합금 (0.3wt%첨가) 으로 점중처리하여 제조하였으며, CV흑연주철은 유지시간에 따른 fading 현상을 이용하여 제조하였다.

Table 1에 시편의 화학성분을 표시하였다. 주방상태 및 열처리상태의 인장시편을 제작하였으며, 열처리는 900°C에서 2시간 동안 유지한 후 로

Table 1 Chemical composition of specimen (wt %)

element specimen	C	Si	Mn	P	S	Mg	Fe	C.E.
Flake G.C.I.	3.18	1.55	1.10	0.079	0.021	-	Bal.	3.70
CV G.C.I.	3.75	2.76	0.13	0.122	0.011	0.01	Bal.	4.67
Spheroidal G.C.I.	3.30	2.69	0.12	0.097	0.012	0.02	Bal.	4.20

냉하여 690°C로 40시간 유지시킨 다음 재차 로냉하였다. 인장시편은 ASTM E-8의 subsize규격에 준하여 선반가공하였으며 (직경: 6.25mm ϕ) 수소투과 실험 시편은 주방상태의 시료를 Vertical saw machine을 사용하여 1mm로 절단한 후 연삭하여 1200번 emery paper 까지 연마하였다. 시편두께는 0.1mm로 형상은 원형(직경: 4mm)이었다. 각 시편의 현미경조직은 사진1과 같다. 주방상태의 조직에서 흰 영역은 페라이트상이며, 어두운 영역은 퍼얼라이트상으로서, 구상흑연주철에서는 bull's eye 조직이 관찰되었다. 열처리한 경우, 편상, CV 및 구상흑연주철의 모든 기지는 거의 페라이트화 되었으며, 흑연형태는 변하지 않았으나, 구상흑연주철의 경우, 탄화물의 분해 및 intercellular입계의 소멸로 인하여 bull's eye조직이 소멸됨을 관찰할 수 있다.

2-2. 수소주입 및 수소투과 실험

수소주입은 As₂O₃를 100mg/l 용해시킨 1N 황산용액에서 백금을 양극으로 하여 인장시험하기 전에 100mA/cm의 전류밀도로 4시간 precharging 하였으며, precharging 한 시편을 인장실험 도중에도 같은 조건으로 계속 주입하였다. 인장시험은 10뉴턴 만능시험기를 사용, 3.33 $\times 10^{-4}$ /sec의 변형속도로 실험하였으며, 인장시험 후 과학현미경 및 주사전자현미경을 이용하여 파단면을 관찰하였다.

수소투과 실험은 Devanathan⁶⁾에 의하여 고안된 전기화학적 수소투과 실험방법을 이용하여 potentiostatic charging 방식으로 박막시편에 수소를 주입하였다. 0.1N 황산용액 및 0.2N의 NaOH용액을 24시간 동안 preelectrolyzing한 후, 질소거품하에서 2시간 동안 전기분해하여 전해액을 얻었다. H₂O₂용액 및 묽은 HCl용액에서 시편을 산세한 후, 증류수와 메탄올로 세척하였으며, 세척 후 즉시 Pd도금하였다. Pd도금막은 산화반응쪽의 수소 산화전위에서 박막의 용해를 방지하며, 환원반응쪽에서는 수소의 주입조건을 비슷하게 보장하므로 표면효과가 효과적으로 제거된다.

Pd도금 조건은 132 cc의 증류수에 1g의 PdCl₂, 111g의 Na₃PO₄·12H₂O, 15g의 (NH₄)₂PO₄·3H₂O, 0.7g의 C₆H₅COOH가 용해되어 있는 용액을 양극

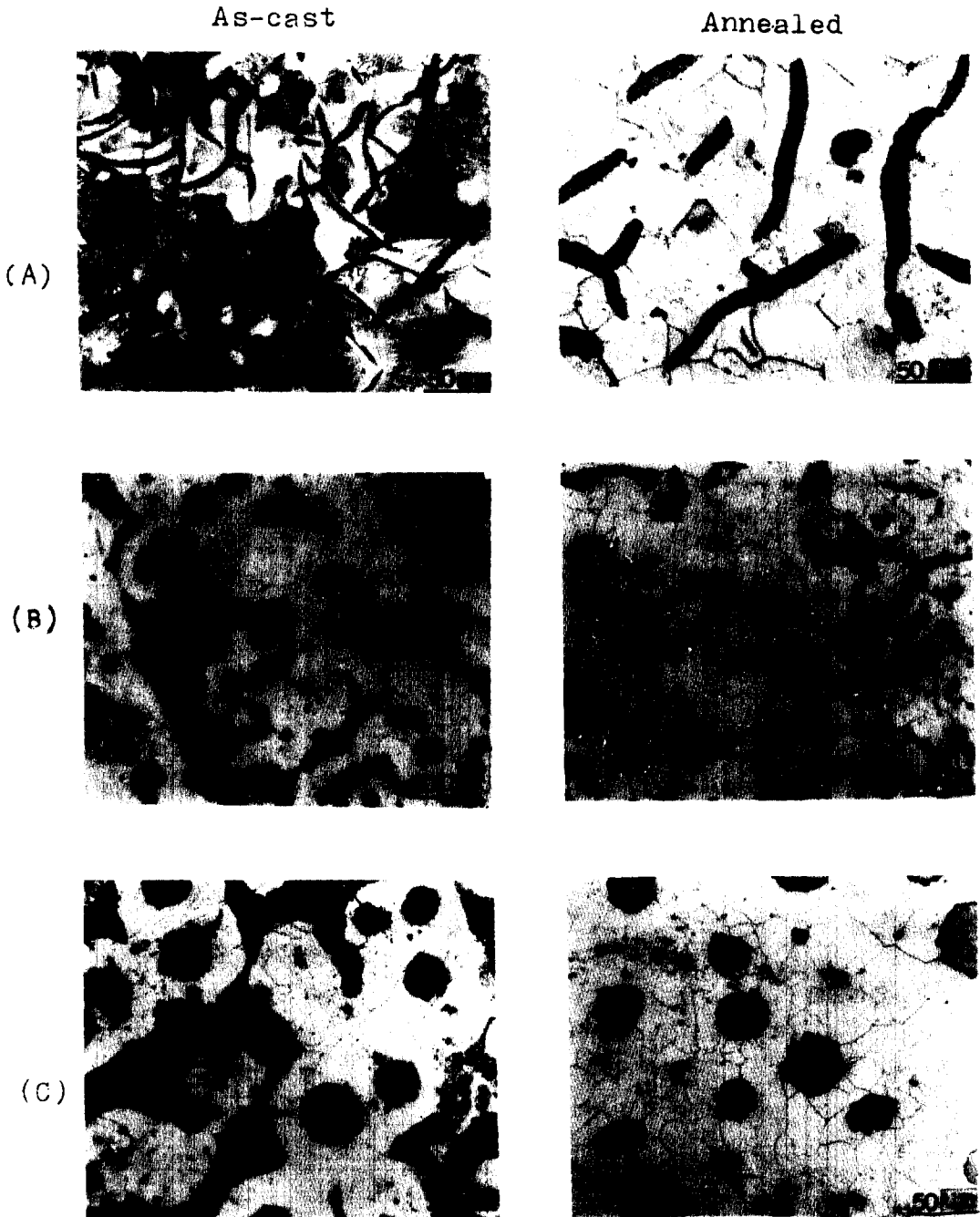


Photo 1 Microstructure of specimen

- (A) Flake graphite cast iron, X200, 5% Nital
- (B) CV graphite Cast iron, X200, 5% Nital
- (C) Spheroidal graphite cast iron, X200, 5% Nital

니아수를 첨가하여 pH를 11로 조절한 후, 65~70 °C로 유지된 Pd도금욕에서 magnetic stirrer로 교반하면서 2mA/cm²의 전류밀도로 2분 동안 도금하였다. 박막시편을 작용전극 (working electrode) 으로, 백금을 상대전극(counter electrode)으로, 포화 카로멜전극(이하 S.C.E.로 칭함)을 기준전극(reference electrode)으로 사용하였으며, 양극의 permeation current를 strip chart recorder에 기록하였다. 시편내에 용해되어 있는 수소 및 Pd 도금시에 해리된 수소를 제거하기 위하여 정전압장치를 사용하여 +500mV_{S.C.E.}의 양극전위를 유지하여 수소의 신속한 이온화가 이루어지도록 하였다. 이때 반쪽 cell 한 곳만 0.2N의 NaOH용액을 수용하였으며, 나머지 반쪽 cell에는 전해액을 수용하지 않았다. 질소가스를 주입하여 background current가 정상상태에 도달되도록 하였다. background current가 정상상태에 도달된 직후, 즉시 비워져 있는 반쪽 cell에 0.1N의 황산용액을 수용하였으며, 전위를 -1,200mV_{S.C.E.}로 유지하였다. 이로인하여 분극현상이 초래되어 일부의 수소가 박막을 통하여 음극에서 양극으로 투과되며, 투과량이 증가됨에 따라, 수소의 즉각적인 이온화를 위한 전위를 유지하기 위하여, 양극전류가 증가된다. 수소가 계속 투과됨에 따라 양극전류가 계속 증가되어 정상상태에 도달되었다. 수소투과 실험은 상온에서 실시하였으며, 전해액과 박막시편의 접촉면적은 6.16cm² 이었다.

3. 실험결과

3-1. 인장실험

Fig. 1은 수소발생의 조건을 선택하기 위하여 1N 황산용액에서 편상, CV 및 구상후연 주철시편을 변전위법(Potentiodynamic method)에 의하여 1mV/sec의 전위 이동속도로 noble 방향(↑)으로 변화시켜 상온에서 얻은 양극과 음극의 분극곡선이다. 모든 곡선은 부동태 특성을 가지며, 양극쪽에는 흡연형태에 따른 변화가 있었지만, 수소가 발생하는 음극쪽은 대략 -0.8V_{S.C.E.}이하에서 시편에 따른 차이가 적었다. 각각의 주철시편에 같은 양의 수소주입을 위하여 100mA/cm²의 일정한 전류밀도를 선택

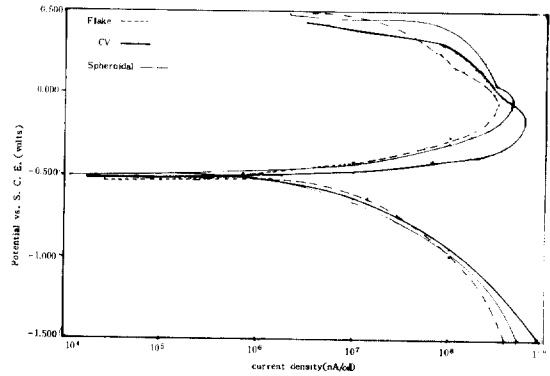


Fig. 1 Anodic and cathodic polarization curves

하였다.

Table 2.는 주방상태 및 열처리하여 베라이트 기지화시킨 소둔상태의 주철에 대한 수소주입 전과 후의 인장실험 결과이다. 열처리로 인하여 탄화물이 분해되어, 수소주입 전의 편상, CV, 구상후연 주철의 인장강도 값은 주방상태의 주철들보다 감소되나, 연성은 향상되는 경향을 보여준다.

Fig. 2는 주방상태 및 열처리한 주철에 대하여 수소주입 전의 인장실험 결과값을 100으로 하여 수소주입 후의 인장실험 결과값을 백분율로 표준화한 도표이다. 즉 편상, CV, 구상후연주철에 대하여, 수소로 인한 인장성질값의 감소정도를 비교한 것이다. 주방상태의 경우, 편상후연 주철은 CV 및 구상후연 주철에 비하여 수소취화의 정도가 가장 심하였으며, CV후연 주철과 구상후연 주철은 비슷한 정도의 수소취화를 나타내었다. 또한 열처리 하였을 경우, 편상후연 주철은 CV 및 구상후연 주철에 비하여 수소취화의 정도가 다소 심하였지만 주방상

Table 2 Tensile test results

U. T. S. (MPa)		Uniform elongation(%)		Total elongation(%)	
w/o hydrogen	w/ hydrogen	w/o hydrogen	w/ hydrogen	w/o hydrogen	w/ hydrogen
178.5	111.8	0.73	0.18	0.81	0.20
159.9	144.2	1.33	0.62	1.40	0.65
370.7	320.7	4.53	1.56	4.62	1.62
298.1	274.6	4.71	2.43	5.40	2.90
584.5	507.0	9.68	3.55	9.80	3.61
449.2	424.6	10.50	5.82	12.0	6.80

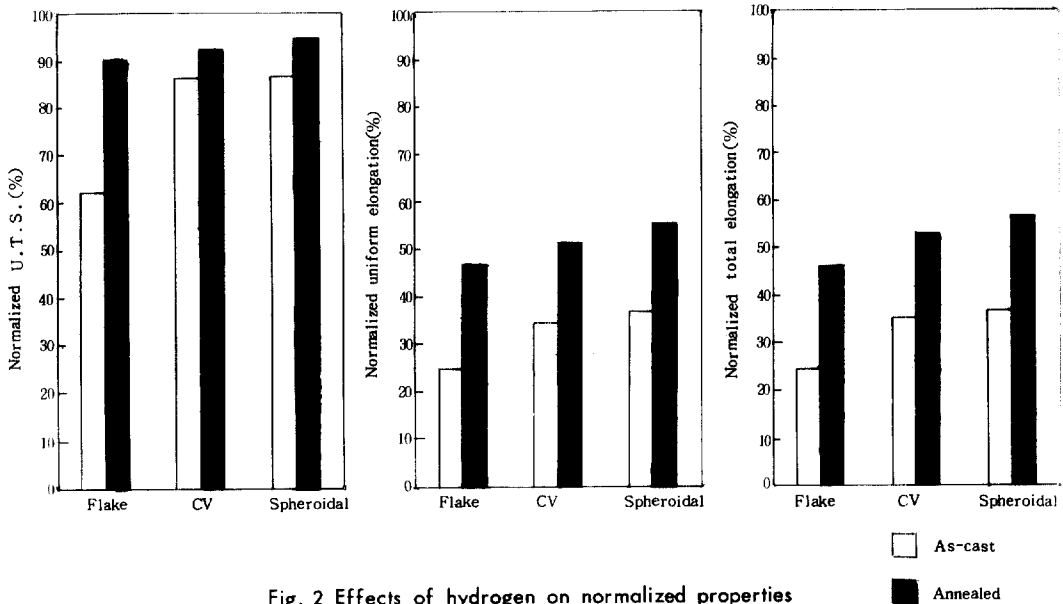
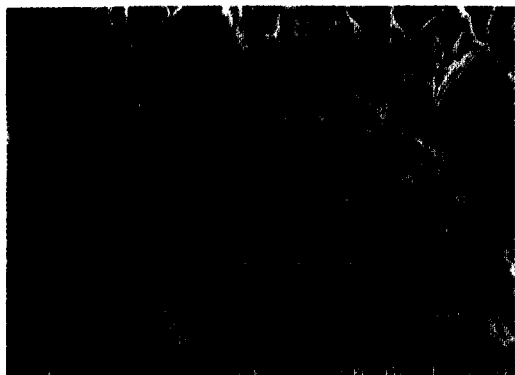


Fig. 2 Effects of hydrogen on normalized properties (precharged and dynamic charged)

태보다 현저하지 않았다. 이로 볼때 기지조직이 수소취화의 정도를 좌우하는 인자(factor)임을 알 수 있다. 사진2는 주방상태의 편상, CV 및 구상흑연 주철에 수소를 4시간 동안 precharging한 후, 수소를 계속 주입하면서 인장실험한 후의 SEM파면 사진이다. 수소주입 전과 후의 편상흑연 주철의 파면 형태는 공히 취성파면 형태이었지만, 수소주입으로 인하여, 편상흑연립과 기지 사이의 계면분리 경향이 증가되었으며, 커다란 벽개facet이 관찰되었다. CV흑연 주철은 수소주입으로 인하여, CV흑연립을 둘러싸고 있는 페라이트 bridge의 연성파괴 양상에서 입내벽개의 취성파괴 양상으로 변화하였다. 또한 구상흑연 주철은 인장응력 방향으로 소성변형됨에 따라 단면적이 감소되면서, 상대적으로 구상흑연립 자리가 접근, 연결되어 파괴가 일어나는 연성파괴 양상에서, 수소주입 결과 취성파괴 양상으로 변화하였다. 사진3은 기지변화에 따른 수소취화의 정도를 조사하기 위하여 소둔 열처리하여 기지를 페라이트화 시킨 편상, CV 및 구상흑연 주철에 수소를 주입하면서 인장실험한 후의 SEM파면 사진이다. 수소주입 결과, 편상흑연 주철은 편상흑연

립과 기지 사이의 계면분리 경향이 증가되었으며, CV흑연 주철은, 수소주입 전의 페라이트 bridge의 ductile tearing 파괴양상에서 수소주입의 결과, 입내벽개의 취성파괴 양상으로 전환되었다. 또한 구상흑연 주철은 페라이트 bridge의 파괴 및 구상흑연립의 연결에 의하여 균열이 전파되는 연성파괴 양상에서 nodular void와 입내벽개의 혼합방식에 의한 파괴양상으로 전환되었다.

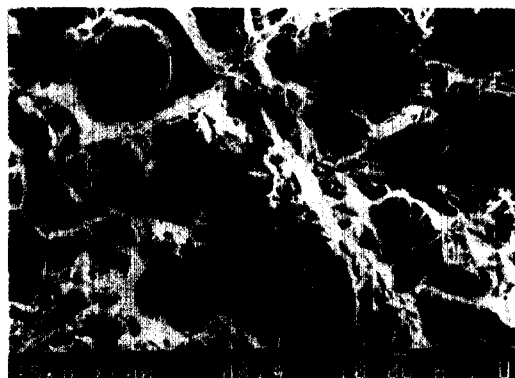
사진4에서 편상흑연 주철은 편상흑연립과 기지 사이의 계면 및 흑연립 내부에서 균열이 생성되며 CV흑연 주철은 CV흑연립의 내부에서 균열이 생성됨을 보여준다. 사진5는 주방상태의 구상흑연 주철에 수소를 주입하면서 인장실험한 후의 fracture profile이다. 구상흑연 주철은 구상흑연립과 기지 사이의 계면에서 균열이 생성되며[사진 5(A)], 수소주입 결과, cell boundary 및 퍼얼라이트 colony에서 미세균열이 생성되었다[사진 5(A)], 사진 5-(C)에서 구상흑연립이 취성균열의 전파를 억제시키며, 따라서 구상흑연립을 우회하여 균열이 전파됨을 관찰할 수 있었다. [사진 5-(D)].



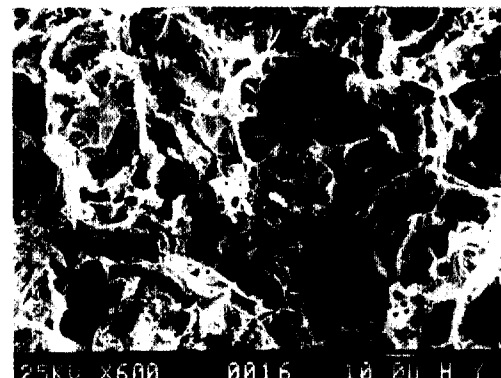
Flake, in air



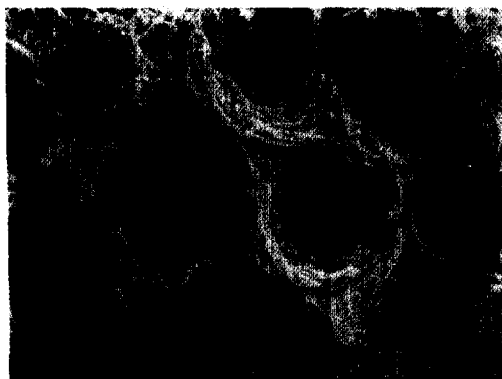
Flake, in hydrogen



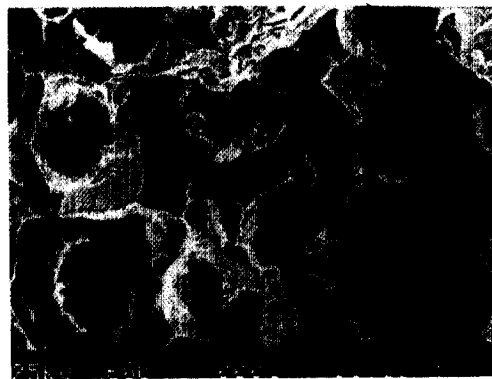
CV, in air



CV, in hydrogen

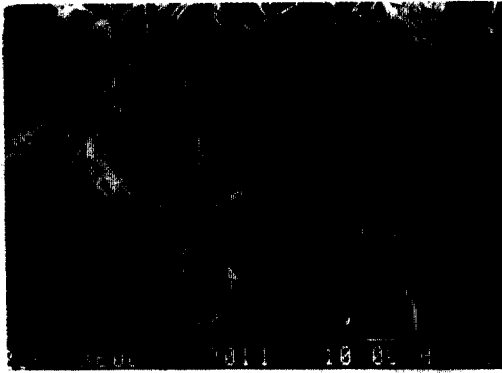


Spheroidal, in air

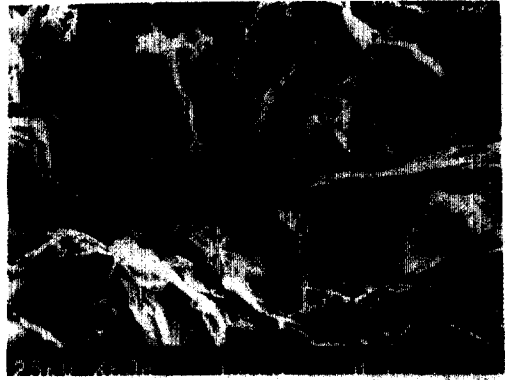


Spheroidal, in hydrogen

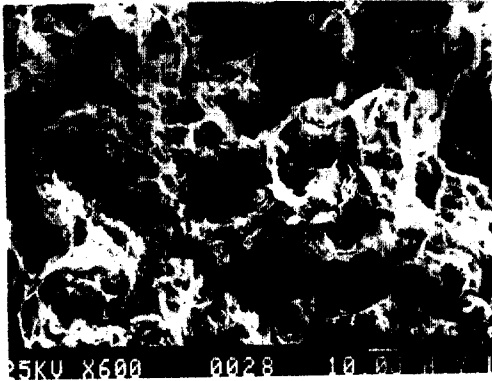
Photo 2 Scanning electron-micrograph of cast irons fractured (As-cast)



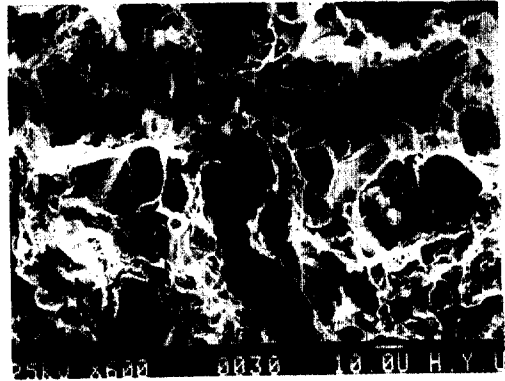
Flake, in air



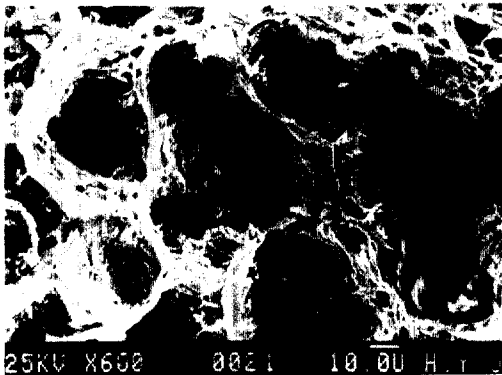
Flake, in hydrogen



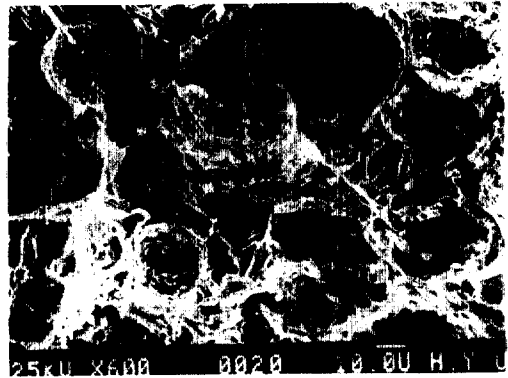
CV, in air



CV, in hydrogen



Spheroidal, in air



Spheroidal, in hydrogen

Photo 3 Scanning electron micrograph of cast irons fractured (Annealed)

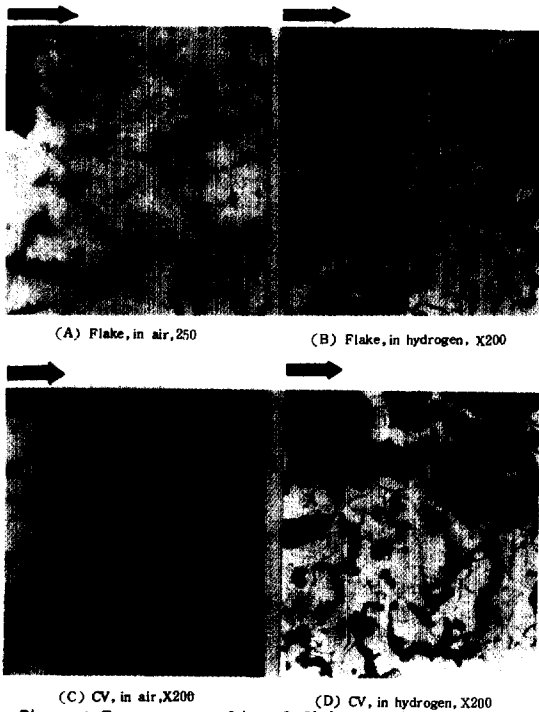


Photo 4 Fracture profile of flake & CV graphite cast iron (As-cast)

3 - 2. 수소투과 실험

제2상인 흑연은 기지내에 몇개의 결정립에 걸쳐 존재하므로, 이러한 흑연이 수소의 확산에 어떠한 영향을 미치는가를 규명하기 위하여 흑연형태에 따른 수소취성 관계를 Devanathan⁶⁾이 고안한 전기 화학적 수소투과법을 이용하였다. 측정된 수소의 확산계수, 용해도 및 permeability값이 Table 3에 표시되어 있다. Strip chart recorder에 기록된 시간(초)에 따른 양극전류값을 McBreen⁷⁾이 고안하고

Table 3 Calculated diffusivity, solubility and permeability of cast irons (As-cast)

Specimen	Diffusivity (cm ² /sec)	Solubility	Permeability
		g atom H / m ³ cast iron	cm ² g atom H / sec. m ³ cast iron
Flake G.C.I.	4.96x10 ⁻⁹	0.79	3.92x10 ⁻⁹
CV G.C.I.	1.39x10 ⁻⁸	0.40	5.56x10 ⁻⁹
Spheroidal G.C.I.	1.54x10 ⁻⁸	0.25	3.85x10 ⁻⁹

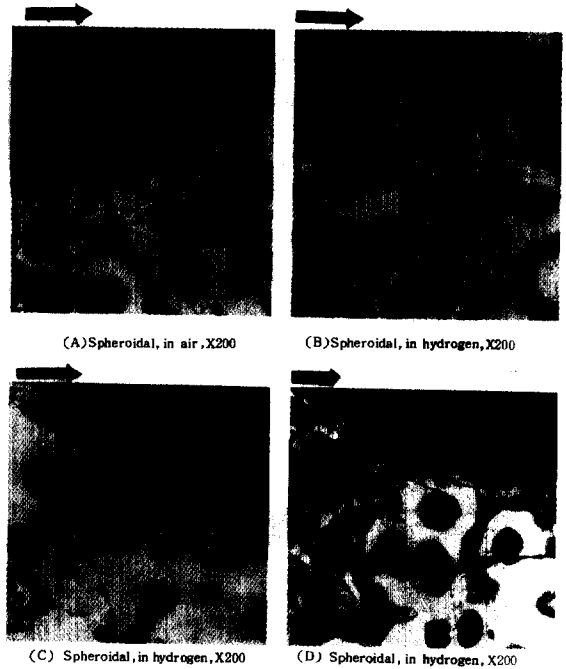


Photo 5 Fracture profile of spheroidal graphite cast iron (As-cast)

淺野등⁸⁾이 유도한 식을 이용하여 계산하였으며, 양극의 permeation current density, $i_a(t)$ 식은 다음과 같다.

$$i_a(t) = \frac{2FC_0(D_A)^{1/2}}{(\pi t)^{1/2}} \sum_{n=0}^{\infty} \exp \left\{ -\frac{(2n+1)^2 L^2}{4D_A t} \right\}$$

여기서 $i_a(t)$ 는 t에서의 양극의 전류밀도이며, t는 시간(초), L은 시편두께, D_A 는 결보기 확산계수, C_0 는 정상상태에서의 주입표면의 수소농도, F는 패라데이 상수이다. $i_a(t)$ 는 시간 t에서의 양극표면의 수소유속을 permeation current density로 표시한 것이며, 근사치를 얻기 위하여 n=0일 때,

$$i_a(t) = \frac{2FC_0(D_A)^{1/2}}{(\pi t)^{1/2}} \exp \left\{ -\frac{L^2}{4D_A t} \right\}$$

윗식의 양변에 상용 log 를 취하면,

$$\log \{ (t)^{1/2} \cdot i_a(t) \} = -\frac{0.434L^2}{4D_A t} + \log \frac{2FC_0(D_A)^{1/2}}{(\pi)^{1/2}}$$

1/t에 대하여 $\log \{ (t)^{1/2} \cdot i_a(t) \}$ 를 plot하여 기울기로부터, 결보기 확산계수값을 구할 수 있으며, 종축과

의 절편으로부터 수소의 용해도(C_0) 값을 구할 수 있다. Permeability는 확산계수와 용해도를 곱하여 계산하였다.⁸⁾ 박막시편을 투과한 수소가 양극 표면에 도달되어, 양극의 permeation current가 증가될 때까지의 걸리는 시간인 break-through time은 편상, CV 및 구상흑연주철 순으로 각각 56분, 20분, 18분이었다. 즉 흑연립의 표면적이 클수록 증가하였다. 수소의 용해도는 편상흑연 주철이 CV흑연 주철 및 구상흑연 주철에 비하여 가장 컸다.

4. 고 찰

Table 2에서 보는 바와 같이, 편상흑연 주철의 인장강도 값은 CV 및 구상흑연 주철에 비하여 가장 작았는데, 이는 편상흑연 주철의 경우, 편상흑연립이 날카로와 더 큰 응력집중이 수반되었기 때문이라고 사료된다. CV흑연 주철은 흑연형태가 편상과 구상의 중간형태이므로, 편상흑연에 비하여 흑연선단이 무디다. 따라서, 편상흑연 주철보다 응력집중이 감소되어 인장강도 값은 편상과 구상흑연 주철의 중간값을 나타내었다. 주철은 거의 인장응력 방향과 수직으로 균열이 전파되어 파괴되므로, 소성변형량이 적어, 균일연신율 값과 전연신율 값의 차이가 현저하지 않았다고 사료된다.

Fig. 2에서 주방상태의 경우, 편상흑연 주철의 인장강도 및 연성치의 감소가 가장 컸는데, 이는 수소주입의 결과, 편상흑연립과 기지 사이의 계면 및 편상흑연립의 내부에서 균열생성이 증가되고 [사진 4(B) 참조], 또한 퍼얼라이트 colony에 수소가 응집되어, 응력을 발생하였기 때문이라고 사료되며, 이와 아울러, 편상흑연이 CV 및 구상흑연보다 응력집중이 컸기 때문이라고 생각된다. 편상흑연 주철은 수소주입 전에 비하여 편상흑연립과 기지 사이의 계면분리 경향이 증가되었으며, (사진 2 참조) 이는 기지를 통하여 확산하는 수소원자가 편상흑연립과 기지 사이의 계면에 응집되어 응력을 발생하였기 때문이라고 사료된다. 사진 4에서 편상흑연 주철은 편상흑연립과 기지 사이의 계면 및 흑연립 내부에서 균열이 생성됨을 보여준다. 이러한 결과는 Clough/Shank¹⁰⁾ 및 Gilbert¹¹⁾, Kuroda/Takada¹²⁾

의 편상흑연립과 기지 사이의 계면에서 우선적으로 파괴가 일어나, 균열이 생성된다는 연구결과와는 다소 차이가 있으나, T. V. Venkatasubramanian¹³⁾의 편상흑연립과 기지 사이의 계면과 흑연 내부에서 균열이 생성된다는 연구결과와 일치되었다. CV흑연주철은 CV흑연립과 기지 사이의 계면에서 균열이 생성되기보다는 CV흑연립의 내부에서 균열이 생성된다고 보여진다. [사진 4 참조] 또한, 주방상태의 bull's eye 조직을 갖는 구상흑연 주철은 구상흑연립과 기지 사이의 계면에서 균열이 생성된다고 보이며, [사진 5-(A), (B) 참조] 이러한 결과는 M. M. Shea¹⁴⁾ 및 Ji-Liang Doong¹⁵⁾의 연구결과와 일치되었다. 수소주입 결과, cell boundary 및 퍼얼라이트 colony에서 미세균열이 생성됨을 관찰할 수 있었다. [사진 5-(B) 참조]. 열처리하여 기지를 페라이트화 시킨 소둔상태의 경우, 주방상태보다, 인장강도 값은 감소하나, 연성은 다소 향상되는 경향을 보여주는데, 이는 퍼얼라이트층의 탄소원자가 흑연립으로 확산하여 소성변형이 수월한 페라이트 기지의 분율이 증가되었기 때문이라고 생각된다. Fig. 2는 기지변화에 따른 수소취화의 정도를 보여주는데, 주방상태의 주철이 열처리하여 기지를 페라이트화 시킨 소둔상태의 주철보다 수소취화의 정도가 더 현저하였다. 이는 열처리로 인하여, 탄화물의 분해 및 cell boundary가 소멸되므로, 수소원자의 강한 trap 가능장소가 감소되어 수소원자의 확산이 촉진되었기 때문이라고 본다. 수소원자의 확산은 미세조직에 의하여 상당히 영향을 받으며, 아마도 흑연립과 기지 사이의 계면적 및 퍼얼라이트 colony의 계면적에 영향을 받을 것이라고 사료된다. Table 3은 편상흑연 주철의 수소용해도 값이 CV 및 구상흑연 주철에 비하여 가장 큼을 보여주는데, 이러한 결과는 흑연립과 기지 사이의 계면적이 가장 큰 편상흑연 주철이 CV 및 구상흑연 주철보다 기지와 흑연립 사이의 계면에 수소가 많이 응집되었기 때문이라고 보며, 이로 인하여, 수소의 확산계수 값이 가장 작았다고 생각된다. 이러한 실험결과는 Sakamoto¹⁶⁾와 Newman¹⁷⁾의 계면적이 클수록 수소의 용해도는 증가하며, 이로 인하여, 수소의 확산계수 값은 감소한다는 연구결과와 부합되는 경향을 나타

내고 있다.

본 시험에 사용된 주철시편은 탄소함량이 동일하지 않았으므로, 흑연형태에 따른 흑연립과 기지 사이의 계면과 수소취성과의 관계를 정량적으로 규명하는 것은 어려웠다. 따라서 탄소함량을 동일하게 한 후에, 흑연 형태에 따른 흑연립과 기지 사이의 계면과 수소취성과의 관계를 정량적으로 규명하는 연구가 필요하다고 사료된다.

5. 결 론

본 연구를 통하여 얻은 결론은 다음과 같다.

- 1) 기지와 흑연립간의 계면적이 가장 큰 편상흑연 주철이 CV흑연 주철 및 구상흑연 주철보다 수소취화의 정도가 훨씬 심하였다.
- 2) 주방상태의 주철은 열처리하여 기지를 페라이트화 시킨 주철보다 수소취화에 훨씬 민감하였다.
- 3) 수소주입으로 인하여, 편상흑연 주철은 편상흑연립과 기지 사이의 계면분리 경향이 증가되었으며, CV흑연 주철 및 구상흑연 주철은 연성과괴양상에서 취성과괴 양상으로 변화되었다.
- 4) 수소용해도는 편상흑연 주철에서 가장 컸으며, 다음으로 CV, 구상흑연 주철 순이었다.

참고 문헌

- 1) 岡林隊父 : 대한금속학회지, 17(1979) 428
- 2) 日本金属学会編 : 鑄鐵, (1957) 42

- 3) S. Vasudevan, V. S. Raja, S. Seshan & K. Chattopadhyay : Br. Corros. J., 21(1986) 91
- 4) O. E. Okorafor, C. R. Loper, Jr., : AFS Transactions, 87(1979) 203.
- 5) O. E. Okorafor, C. R. Loper, Jr., : Indian Journal of Technology, 23(1985) 214
- 6) M. A. V. Devanathan & Z. Stachurski : Proc. Roy. (London) A270 (1962) 98
- 7) J. McBreen & M. A. Genshaw : NACE, (1969) 51
- 8) 淺野滋, 藤山鳥芳雄, 大谷南海男 : 日本金属学会誌, 37(1973) 301
- 9) W. M. Cain, C. C. Koch, J. L. Mibelich & A. R. Troiano : ARL(1964) 64
- 10) W. R. Clough & M. F. Shank : Trans. Am. Soc. Met, 49(1957) 241
- 11) G. N. J. Gilbert : BCIRA J., 7(1963) 512
- 12) Y. Kuroda & H. Takada : AFS cast metals research J., 6(1970) 63
- 13) T. V. Venkatasubramanian, T. J. Baker : Metals Technology, 2 (1978) 59
- 14) M. M. Shea : AFS Transaction, 86(1978) 23
- 15) Ji-Liang Doong, Jiun-Reun Hwang, Hsing-Shin Chen : J. Mater. Sci., 21(1986) 871
- 16) Yoshiich Sakamoto & Tadashi Mantani : Trans. JIM, 17(1976) 743
- 17) J. F. Nawman & L. L. Shreir : JISI, 10(1969) 1369