

技術解説

鑄鐵의 強靱화와 破壞靱性

尹 義 博\*

1. 序 論

鑄鐵은 Fe-C-Si 계의 多成分合金이며 C를 2% 이상 다량 함유하고 있다. C는 일반적으로 準安定한 Fe<sub>3</sub>C 보다도 黑鉛의 형태로 존재한다. 黑鉛의 強度는 수 십 MPa 정도이며, 이것이 matrix 중에 존재하기 때문에 다수의 缺陷이 內在된 상태라고 볼 수 있으며, 이와 같은 이유로 材料強度의 입장에서는 분명히 劣리한 材料라고 말할 수 있다.

그러나, 鑄造性, 經濟性의 관점 때문에 鑄鐵은 鑄物 材料 중에서도 압도적으로 많이 사용되고 있다. 特別靱性이 뛰어난 球狀黑鉛鑄鐵에 대한 수요가 늘어나고 있으며, 경우에 따라서 鑄鋼에 代替되는 예도 많아지고 있다. 이러한 점들 때문에 鋼材와 같이 破壞力學에 의한 해석 및 안전설계기준의 확립이 요청됨과 더불어 鑄鐵을 더욱 強靱化 시키는 方法이 요망되고 있다. 本稿에서는 이러한 점들에 관하여 要點을 서술한다.

2. 鑄鐵의 強度와 靱성에 관한 基本的 特徵

일반적으로 鑄鐵은 片狀黑鉛鑄鐵, 球狀黑鉛鑄鐵 및 可鍛鑄鐵등으로 크게 구분되어나, 本稿에서는 주로 特別 強靱性이 기대되는 球狀黑鉛鑄鐵을 대상으로 한다. 먼저, 鑄鐵中에는 黑鉛이 여러 종류의 형태로 존재하며, 壓縮應力下에서는 黑鉛은 應力을 전달하기 때문에 별로 문제가 되지 않지만 引張應力下에서는 材料中에 미세한 notch를 갖고 있는 狀況으로 된다. notch effect가 적은 球狀黑鉛의 경우를 고려해도, 1개의 球狀공극이 無限體中에 存在할 때의 應力集中係數는 2.04가 되고, 만약 2차원의 경우를 생각한다면 3.0에 달하여 상당한 應力集中을 보인다. 한편, 鹽田<sup>1)</sup> 등에 의하면, 흑연이 다수 matrix 중에 존재한다고 하면, 相乘效果에 따

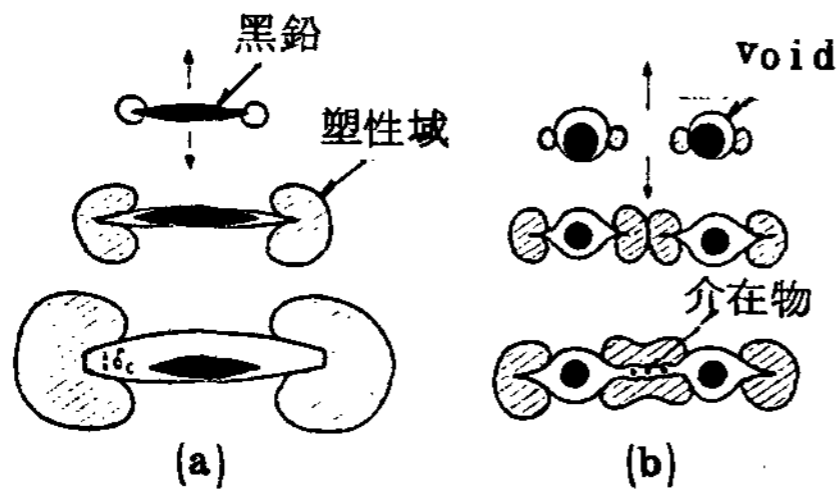
라서 應力集中은 減少하고, 대개 흑연에 의한 有效斷面積의 감소분 만큼 強度가 低下하기 쉽다고 할 수 있다. 어디에 있어서도, 흑연의 존재에 의한 強度低下는 피할 수 없다.

片狀黑鉛鑄鐵에서는 흑연선단부에서의 局部降伏에 의해 引張試驗에 있어서 stress-strain curve가 하중의 초기 단계에서 灣曲하여, 명확한 彈性限이 보이지 않고, 소위 비탄성 운동을 보이는 것이라고 말하여 지고 있다.<sup>2)</sup> 한편, 鑄鐵에서 黑鉛部 이외의 matrix는 鋼의 경우와 동일한 양상으로 생각할 수 있으나, 흑연화 촉진 원소인 Si의 존재로 인하여, 鑄造·凝固後의 냉각속도 또는 열처리에 따라서 pearlite에서 ferrite까지 임의로 變化되는 것이 特徵이다. 이 Si는 matrix를 고용경화 하는데, 첨가량의 증가에 따라서 脆化傾向을 增加시킨다.

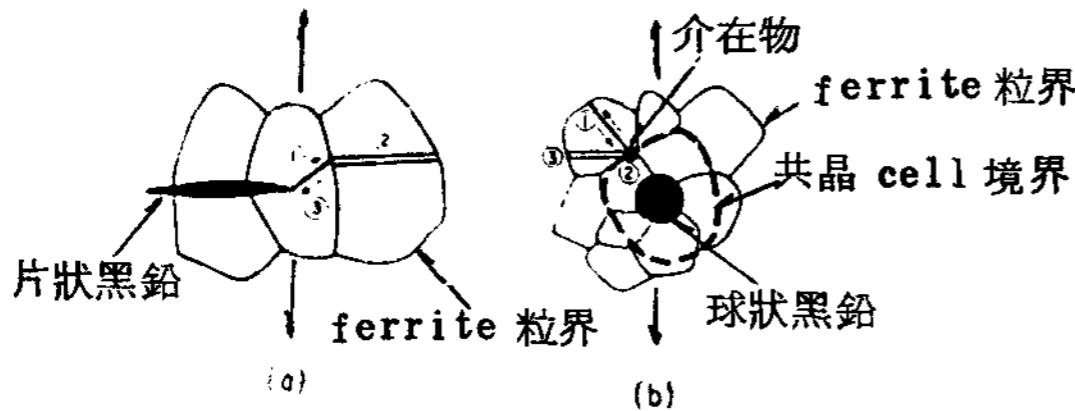
Fig 1은 破面관찰예 등<sup>3),4)</sup>에서, 편상 및 구상흑연주철에서 crack의 initiation 및 propagation이 어디에서 생기는가를 그림으로 나타낸 예이다. (1)은 연성 crack의 경우로, (a)는 흑연과 matrix에서의 경계가 분리됨에 따라서 crack이 발생한 경우(흑연자체가 실온에서 cleavage한 것도 많음)이며,<sup>3),4)</sup> crack이 안정성장 후 그 先端의 crack opening Displacement (COD)가 한계치  $\alpha_c$ 에 달하면 불안정한 propagation이 된다고 생각된다.<sup>5)</sup> crack선단에서는 국부적인 塑性域이 형성된다.<sup>5)</sup> (b)는 계면의 분리(燒炭炭素가 초기 흑연에 부착된 시기에, 여기에서 분리가 일어나는 일이 많음)<sup>6)</sup>에 따라서 커다란 void(dimple)를 形成하고, 介在物등이 存在하는 경우에는 작은 void를 형성하여 연결된다.

한편, 低溫區域에서 直接 cleavage가 발생하는 경우에는, matrix-黑鉛界面에 의해 이근방 부근의 경계(ferrite 입계, ferrite-pearlite계면, 공정 cell계면, 介在物)가 발생점이 되는 것이 많으며,<sup>7)</sup> (2)의 경우는 ferrite matrix의 경우에 대해 나타낸

\* 漢陽大學校工大材料科副教授 當學會編輯理事



(1) micro 延性 crack의 발생·전파  
(a) 片狀黑鉛鑄鐵 (b) 球狀黑鉛鑄鐵



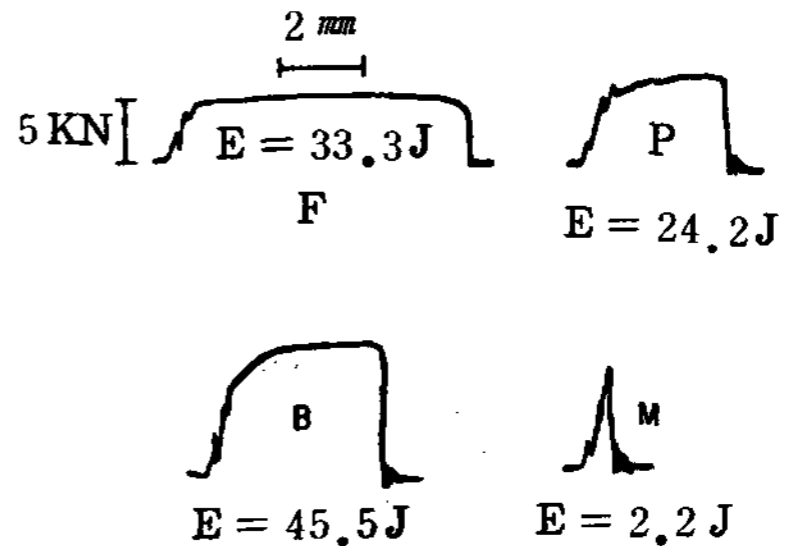
(2) micro 脆性 crack의 발생·전파  
(a) 片狀黑鉛鑄鐵 (b) 球狀黑鉛鑄鐵

Fig. 1 ferrite matrix 鑄鐵에서의 破壞 mechanism

것이다. (a)는 흑연선단에서 應力集中에 의해, ① slip이 발생된 것과, ② cleavage면에서의 crack, ③ slip면에서 가공경화에 의한 脆化 crack에 연결된 경우가 된다. 일반적으로 이 주철의 인성은 그 절대치가 낮은 것도 있고, 온도에 의한 변화는 크게 나타나지 않으나, 고온측에서는 흑연부에서의 crack이 主體이고, 저온에서는 matrix에서의 cleavage가 많이 생긴다.<sup>4)</sup> 한편, (b)는 ① slip에 의해 轉位가 모이고, ② 공정 cell 경계에서의 介在物, 炭化物에서 應力集中이 생기며, ③ cleavage가 발생하는 경우에서, 구상 흑연주철에서는 응고시의 편석에 의해 공정 cell 경계가 脆性 crack 발생점으로 되는 것이 많다.

이상과 같이, 주철에서는 연성 crack이 필연적으로 흑연부보다 발생이 쉬우나, 저온에서의 cleavage의 경우에는 matrix조직의 영향이 반영되기 쉽고, 그 때문에 segregation에 의한 脆硬相의 除去, ferrite粒의 미세화 등이 必要하게 된다. 한편, 흑연은 cleavage crack의 propagation에 대하여, propagation정지의 역할을 한다고 생각되고,<sup>3)</sup> 이 점에서는 저온취성에 대한 感受性を 완화한다

Fig 2는 각 matrix Structure의 球狀黑鉛鑄鐵의 하중-변위곡선을 비교한 것인데, ferrite matrix의 것은 연성이 최고로 우수하나 강도는 낮다. pearlite matrix는 인성이 그다지 좋지 않고, 또 mart-



F: ferrite matrix B: bainite matrix  
P: pearlite matrix M: martensite matrix

Fig. 2 각 matrix 球狀黑鉛鑄鐵의 荷重-變位曲線 (室溫, half size 無 notch charpy)

ensite matrix의 것은, 주철의 경우에는 고炭素含量으로 되기 쉽기 때문에 현저히 脆弱하게 된다.<sup>10)</sup>

이것은, 예를 들면 ferrite matrix의 것을 austenite화하면 매우 신속하게 C가 흑연보다 matrix中으로 확산 고용하기 때문이다.<sup>9)</sup> 한편, bainite matrix의 것은 강도와 인성의 balance가 좋고, 주철의 경우에는 강인재료로써 가장 우수한 素質을 갖고 있는 것이다.<sup>10)</sup>

### 3. 鑄鐵의 破壞靱성에 의한 評價

鑄鐵에 있어서 破壞力學의 적용은 충분히 실시되지 않고 있어, 많은 문제가 남아있다고 할 수 있다.

이것은 주철이 흑연과의 복합재료이고, 앞에서 기술한 바와 같이 비탄성운동을 나타내기 쉽다는 制約이 있으므로, 최근에 있어서 탄소성파괴역학 (J Integral, COD法)의 進展에 의해, 本法의 적용에 信賴性を 부여할 수 있다고 생각된다. 또한, 종래의 재료는 과다한 負荷條件下에 사용된 예가 적었던 것에도 원인이 있는데, 그러나 최근에는 報告例도<sup>11)~23)</sup> 증가하고 있다.

Fig 3은 Glover<sup>20)</sup> 등이 편상흑연주철의 경우에 구한  $K_{Ic}$ 와 pearlite面積率의 관계이다. 이것에 의하

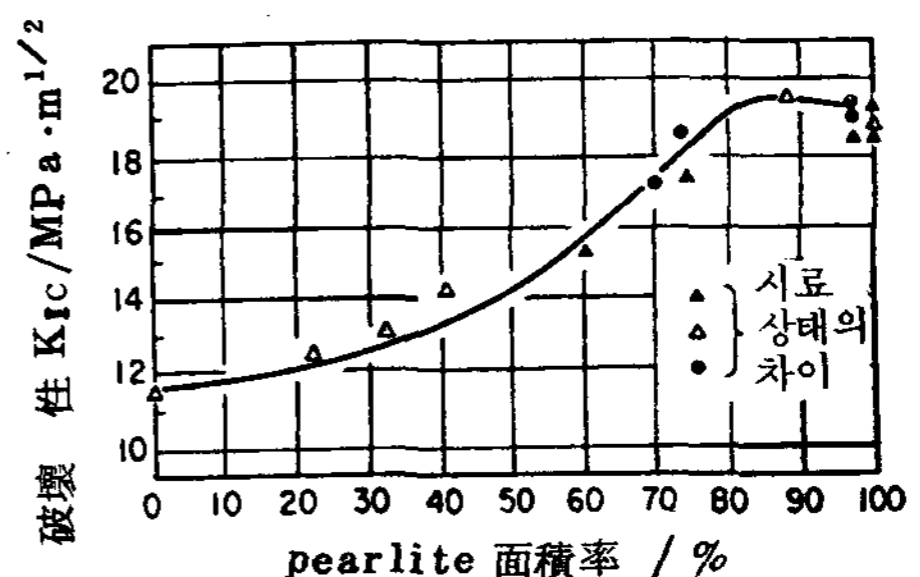


Fig. 3 片狀黑鉛鑄鐵의 파괴인성치에 미치는 ferrite·pearlite面積比의 影響

면, pearlite 面積率이 增加함에 따라  $K_{IC}$  가 상승하여 약 85 %에서 최대치를 나타내고 있다.

한편, Hornbogen<sup>21)</sup> 등에 의하면, 편상흑연주철의 경우, 먼거리에서의 부가응력  $\sigma$  하에서 macro crack (notch) 선단에 작용하는 應力은, 흑연에 의한 내부 notch effect에 의해  $\sigma + \Delta\sigma$  이 된다고 생각하여, 다음 식을 제안하고 있다.

$$K_{IC} = (K_{ICM}) / \{P_M + P_G \cdot C(1 + 2\sqrt{\ell/\delta})\} \quad (1)$$

여기서,  $K_{ICM}$  은 matrix 의  $K_{IC}$ ,  $P_M, P_G$  는 각각 matrix 와 흑연의 체적율 ( $P_G + P_M = 1$ ),  $\delta$  은 흑연선단의 평균반경,  $\ell$  은 흑연편의 평균길이,  $C$  는 흑연편의 부가응력에 대한 수직방향 길이성분의 평균치를 생각한 때의 상수 ( $\approx 0.6$ ) 이다. 이상은 공정조성의 경우인데, 아공정성분의 경우에는 초정 dendrite 의 影響을 고려하여 다음과 같은 식을 얻을 수 있다.

$$K_{IC} = K_{ICM} [P_D + (1 - P_D) / \{P_M + P_{G\text{eut}} \cdot C(1 + 2\sqrt{\ell/\delta})\}] \dots \dots \dots (2)$$

여기서  $P_D$  는 dendrite 의 체적율,  $P_{G\text{eut}}$  는 공정부의 흑연 체적율의 된다. 이상의 경우에 있어서  $K_{IC}$  의 黑鉛片形狀에 의한 變化는 Fig 4 와 같은데 실험과 잘 일치한다고 할 수 있다.

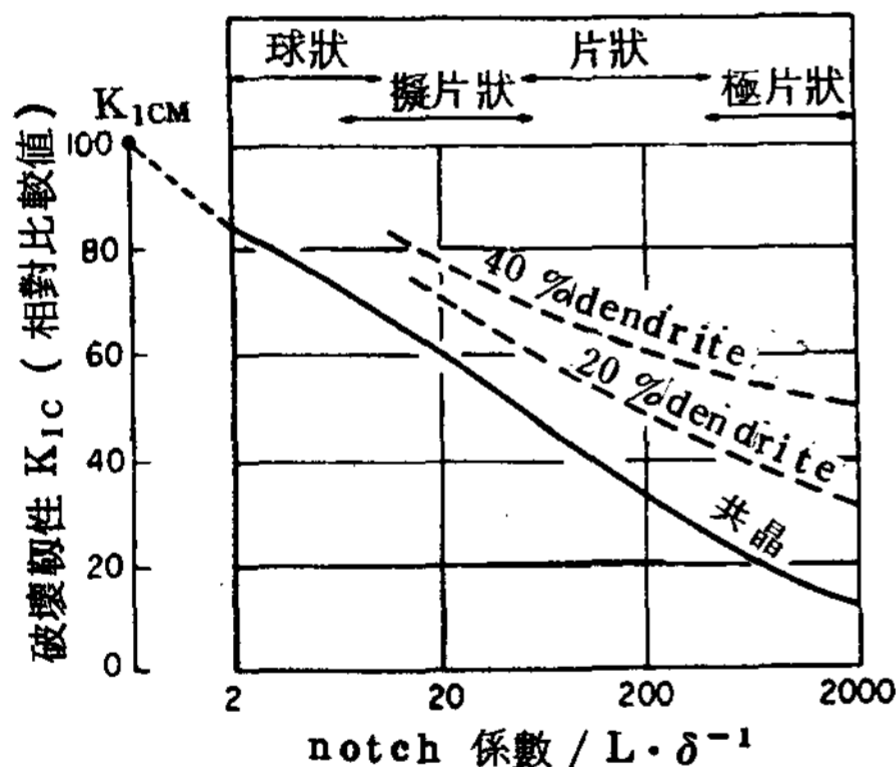


Fig. 4 片狀黑鉛鑄鐵의 파괴인성에 미치는 黑鉛形狀의 影響 (黑鉛體積率=12%)

한편, 이와 같은 脆性材料의 破壞靱性を 간편하게 구하기 위하여, 여러 종류의 notch 길이를 갖는 charpy 시험편의 흡수 energy에서,  $K_{IC}$  를 計測하는 방법도 제안되었다.<sup>4)</sup> 이것은 片狀黑鉛鑄鐵의 charpy 시험에서는, 대부분의 경우에 低應力脆性破壞를 나타낸다는 사실에 의해서 이다. 이와 같은 경우, 일반적으로 다음 식이 성립한다고 생각된다.

$$\omega = G_{IC} \cdot BW\phi \dots \dots \dots (3)$$

$\omega$  : 흡수 energy,  $B$  : 시험편의 두께

$W$  : 시험편의 폭,  $\phi$  : 보정계수

이에 의해,  $G_{IC}$  는  $\omega$  와  $BW\phi$  의 plot 에 있어서의 기울기에서 추정된다. 그 예를 Fig 5 에 나타내었는데, 이것은 破壞荷重에서 구한 경우와 잘 일치하였다.  $\phi$  는  $a/w$  의 계수이다.

Fig 6 은 動荷重下에서 구한 COD 值의 온도변화의 예이다. 구상흑연주철 (ferrite matrix) 은 片狀 (pearlite matrix) 의 경우의 약 2배의 COD 值를 보여주는 한편, 片狀의 경우에는 온도의존성이 그다지 보이지 않는 것이 特徵이라고 말할 수 있다. 또한

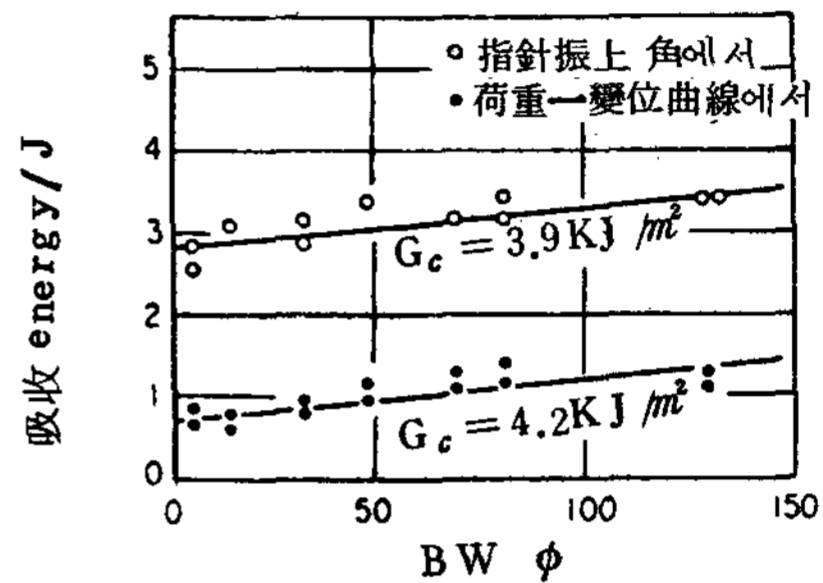


Fig. 5 片狀黑鉛鑄鐵에서의 吸收 energy 와  $BW\phi$  와의 關係 (室溫)

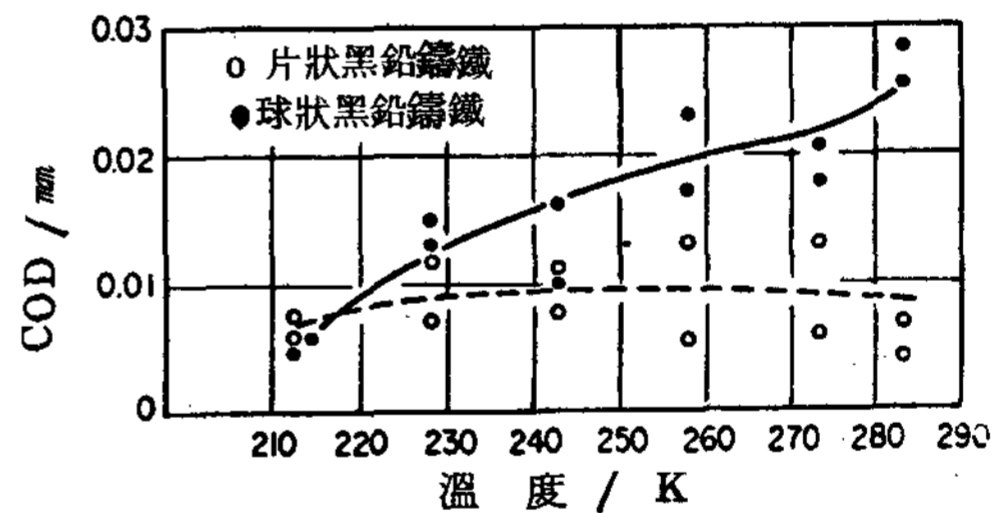


Fig. 6 動荷重下에서의 鑄鐵의 COD 測定例

일반적으로,

$$(1 - \nu^2) K_I^2 / E = G_{IC} = m \cdot COD \cdot \sigma_y \dots \dots \dots (4)$$

의 관계가 성립한다고 말하지만 ( $E$  는 young 을), 구상흑연주철에서 얻은 결과에<sup>23) 33)</sup> 의하면, 低溫側에서 구한 valid  $K_{IC}$  에 대해서는  $m \approx 1/2$  이고, 高溫側에서의 non-valid 한  $K_Q$  에서는  $m \approx 1$  로 근사할 수 있다. 또, COD와  $\sigma_y$  에 대한 strain rate 의존성도, 주철에서는 거의 보이지가 않는 것 같다.<sup>23)</sup>

한편, ferrite matrix 인 구상흑연주철의 COD 시험에 있어서는, slit 선단반경을 變化시켜 시험한 결과에 의하면, 연성 crack 발생시의 COD ( $S_i$ ) 는 slip 폭이 평균흑연입자간 자유거리( $\lambda$ )보다 적은 때에는, 피로

crack 을 가진 試驗片의 경우와 동일한 값을 나타낸 것이 인정되고 있다. 그것은 slip 선단에서의 micro 인장 試驗片의 破壞를 생각한 경우, 그 破壞의 지배인자 즉, gauge length 가 crack 선단의 鈍化에 따른 球狀 黑鉛粒子間隔이 되기 때문으로 생각된다. 이 점을 Fig 7에서 나타내었다. 이것은 鋼에서 非金屬介在物이 똑같은 역할을 하는 현상과 대응하고 있다. 이상은 破壞靱性試驗을 행한 경우, 굳이 피로 crack 부가를 행하지 아니 하더라도 되는 것이 구상흑연주철의 特徵이라고 말할 수 있다.

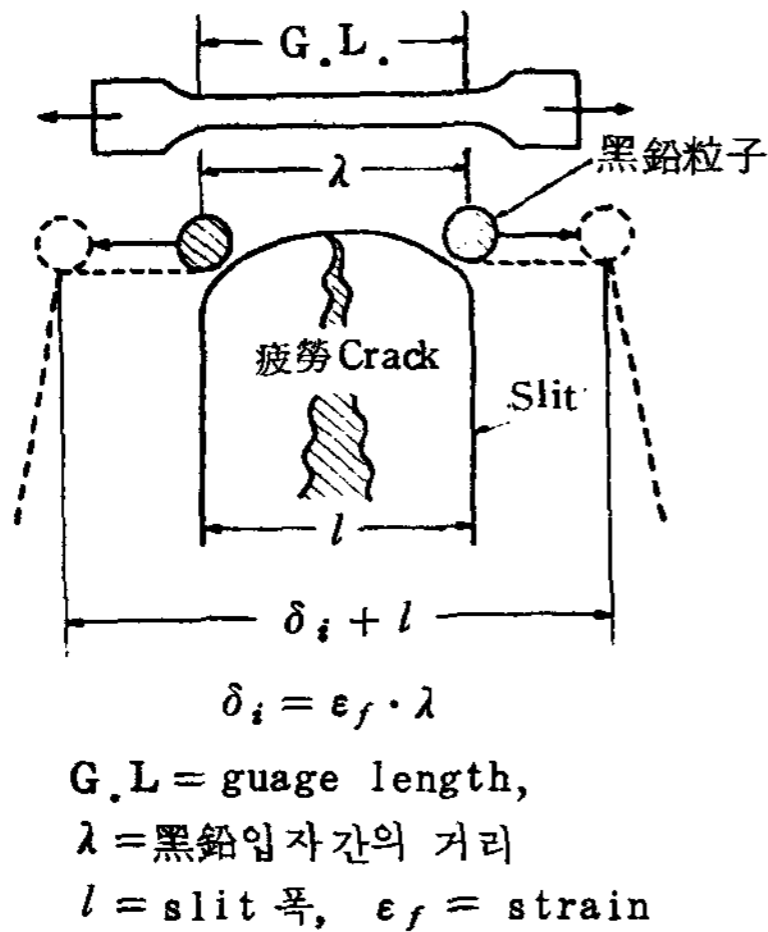


Fig.7 球狀黑鉛粒子가 COD ( $\delta_i$ )에 미치는 影響의 圖解

그러나, 한편으로 λ에 따라서  $\delta_i$ 가 變化하지 않는다고 하는 보고도 있는데, 이것은 적어도 흑연체적율과 미소 2차흑연의 존재를 고려에 넣은 것으로 설명할 수 있다.<sup>16),17)</sup> 延性域에서의 破壞의 경우에는 Fig 7의 설명이 原則으로서 성립한다고 생각해도 좋다고 생각한다.

또, 壓縮力에 대한 저항이 큰 주철에서의 strain 시험에서의 회전중심 (r인자)은, 鋼의 경우보다 약간 크며 ( $r \approx 0.4$ ),<sup>23),33)</sup> 인장에서도 strain으로 구한 파괴인성치는 얼핏보아 크게 나타난다고 하는 지적<sup>11)</sup>도 있기 때문에 주의가 必要하다.

#### 4. 鑄鐵의 破壞特性的 判定

鋼材에서는, 예를 들면 低溫用途의 材料에 대하여는 日本熔接協會에서의 WES 規格과 같은 재질판정기준이 있다.

鑄鐵의 경우, 본래 이와같은 용도에 사용되는 일이 적었던 사실도 있어서, 판정해야 할 적절한 기준이 없다.

그러나, ferrite 형 구상흑연주철에서는, 鑄鋼과 비교하여도 나쁘지 않은 遷移特性을 가지고 있고, 最近에 低溫에서의 사용도 增加되고 있다고 생각되며,<sup>24)</sup> 이와같은 점의 고찰을 할 필요가 있다.

종래, 인성평가에서 廣範圍하게 이용되고 있는 charpy 시험은 어디까지나 비교시험이지, 安全設計基準을 부여하는 것 같은 特性試驗法은 아니다. 이것 때문에 대형 charpy 시험 (용량 1 t-m) 이라고도 말할 수 있는 DT (dynamic tear test) 시험을 행하여, 有效한 정보를 얻고 있다.<sup>25)</sup>

Fig 8은 각 시험편의 靱성곡선 예가 되는데, 대형 DT 시험편 (25 × 76 × 305 mm)의 靱성은, 표준 size U, V notch 시험편의 경우에 비하여 현저히 高溫側에서 생긴다. 이 때문에 통상의 charpy 시험에서는 절대

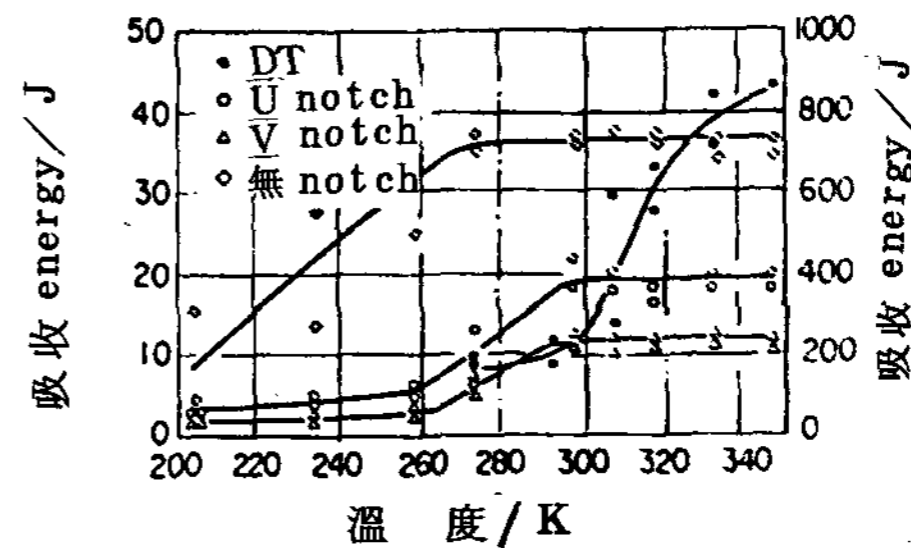
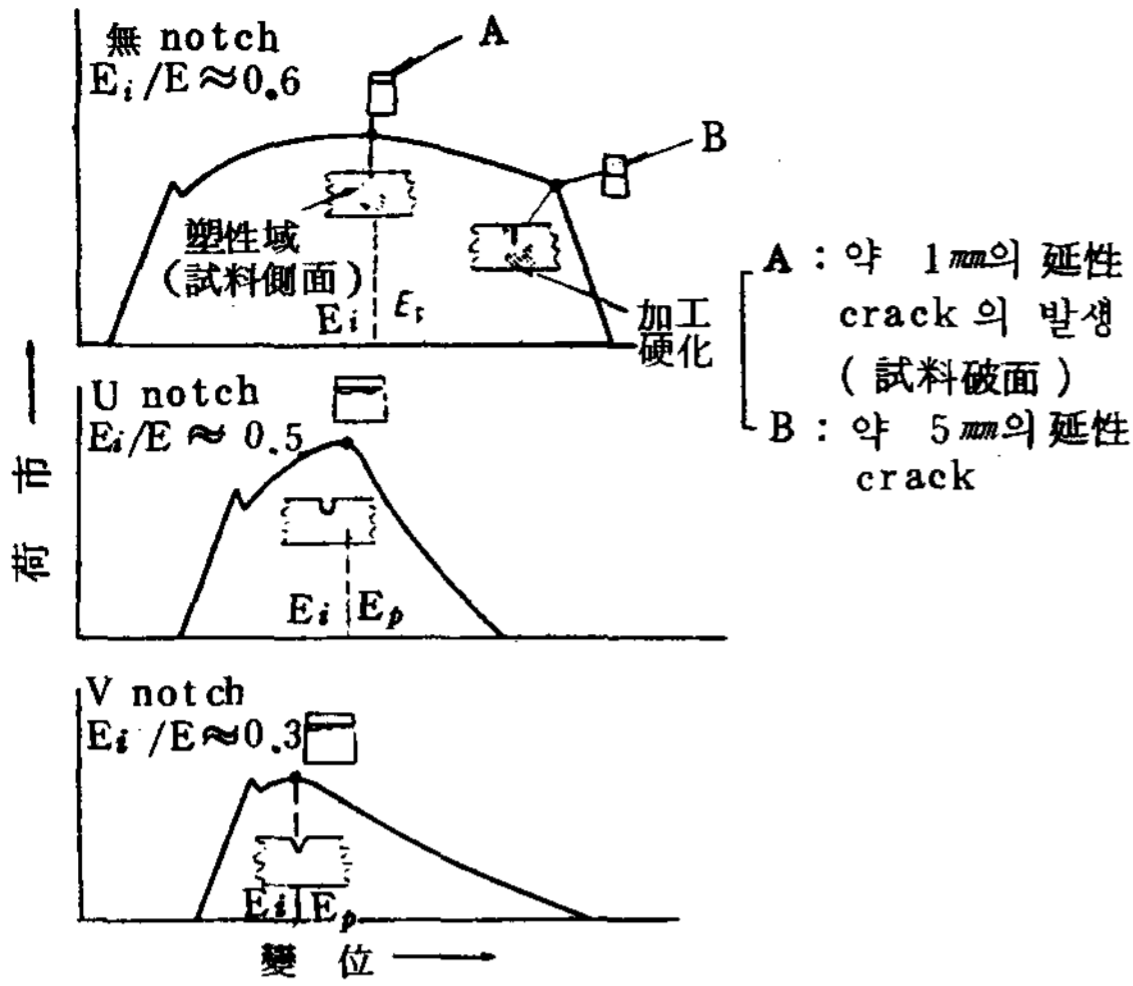


Fig.8 각 specimen 에서의 흡수 energy- 靱성곡선의 비교 (右側은 DT 試驗의 경우의 scale 을 나타냄)

적인 인성의 목표는 얻을 수 없다. 예를 들어, 구상흑연주철의 charpy 시험에서의 notch 모양에 의한 破壞形態는 Fig 9에서와 같이,<sup>26)</sup> 無 notch의 경우에는 주로 crack의 발생특성, U notch에서는 주로 propagation 특성, V notch에서는 주로 propagation 특성을 판정하고 있는 경우에 대응한다.<sup>26)</sup> 주철의 경우에는 인성의 절대치가 낮은 level에 있기 때문에, 鋼의 경우와 비교하여 無 notch와 U notch를 임의로 이용하기도 하고, 시험편 size를 대형화한 시험을 하고 있지만, 그것의 의미를 명확히 파악해야만 한다.

그런데 前述의 DT 시험의 결과에서, pellini 등이 제안한 破壞解析圖를 제작한 경우를 Fig 10에 보였다.<sup>25)</sup> CAT 곡선은 構造部材中에 큰 缺陷 (30cm 이상)이 만일 발생하여도, 壞滅적인 불안정 crack의 propagation이 그 응력 level에서는 생기지 않고 정지되는 최저온도를 나타낸다. 한편, 미소한 缺陷의 경우에는, 그 크기가 적게 되는 것에 따라 脆性破壞의 발생곡선은 좌



$E_i$  : crack 발생 energy       $E$  : 全吸收 energy  
 $E_p$  : crack 傳播 energy      ( $E = E_i + E_p$ )

Fig.9 각 charpy specimens의 延性域에서의 荷重-變位曲線의 圖解 (ferrite matrix 球狀黑鉛鑄鐵)

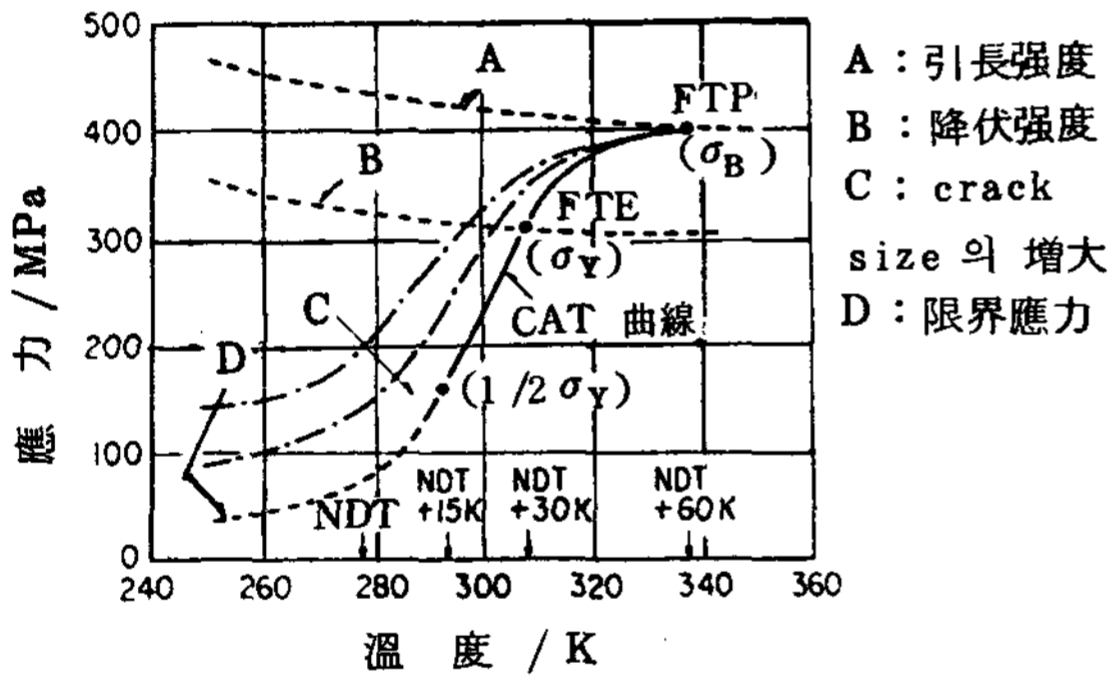


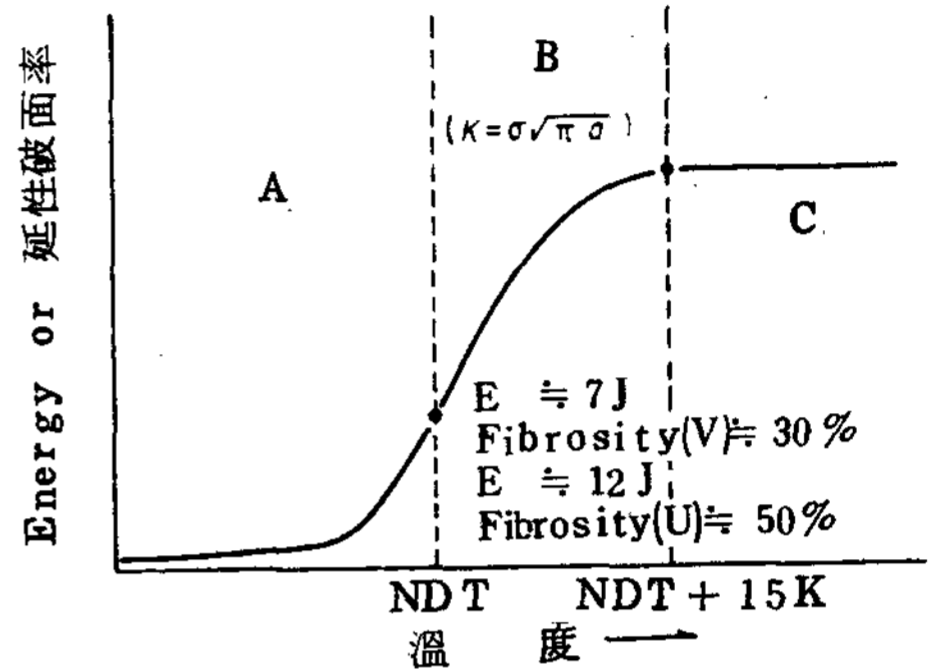
Fig.10 球狀黑鉛鑄鐵의 破壞解析圖

측으로 이동하여, 발생에 대한 안전온도구역은 확대된다. 다만, 이 경우에는 불의의 사고로 脆性破壞가 발생하는 경우는 고려하지 않아서, 그와 같은 때에 그 crack 은 정지되지 않을 우려가 있다.

이상과 같은 점을 charpy 시험으로 부터 간편하게 추정하는 방법을, Fig 11에 나타냈다. U 또는 V charpy 시험편의 100% 연성파괴영역에서는 취성파괴의 걱정이 없고, NDT (無연성 천이온도) ~ 천이곡선의 그 이상의 범위에서는  $K_{Ic}$  approach가 유효하고, NDT 이하에서는 부가응력과 defect가 거의 무시할 수 있는 조건하에서만 안전하다는 것 등이 추정된다. 또한, DT 시험에서 측정된  $K_{Ic}$ 와 소형 charpy size 파괴인성 시험편에서 추정된 그것은, V notch charpy 시험에

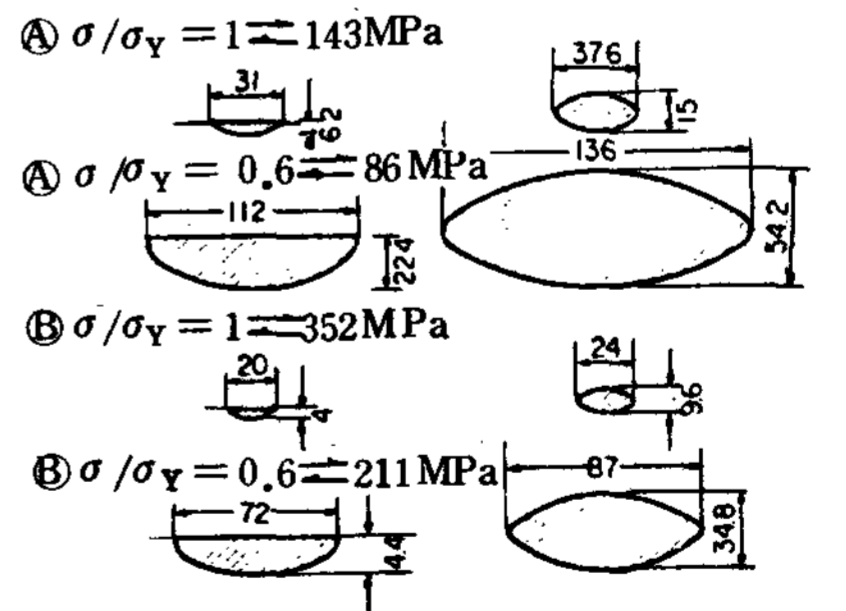
서의 천이가 일어나기 시작하는 변곡점보다 저온측에서 일치하는 것을 확인하였다. 결국, 실제에서 K值的 측정을 필요로 하는 온도구역에서는 충분히 작은 시험편에 의해 타당한 K值가 구하여진다.<sup>25)</sup>

Fig 12에서는 부가응력이  $\sigma / \sigma_y = 0.6$  및 1인 경우에서, 代表的片狀(pearlite matrix) 및 球狀흑연주철(ferrite matrix)에서 불안정 취성파괴가 생기는 때에 가정된 결함에 있어서의 한계척도의 일례를 나타내었다.<sup>5)</sup>



A : 부가응력, 결함이 현저하고 작은 경우만을 취성 파괴에 대하여 안전한 영역  
 B : 안전성의 표준은 K해석에 따라서 관계되는 영역  
 C : 취성파괴 전달에 대해 안전한 영역  
 $E_v, E_u$  : V 또는 U charpy specimens에서의 흡수 energy  
 Fibrosity : 延性破面率

Fig.11 脆性破面에 대한 安全指針을 charpy - V 遷移曲線에서 推定한 方法의 圖解



표면 crack      내부 crack  
 깊이의 길이 = 0.2      깊이의 길이 = 0.4

$\sigma$  : 부가응력       $\sigma_y$  : 항복응력  
 ① 片狀黑鉛鑄鐵      ② 球狀黑鉛鑄鐵

Fig.12 鑄鐵의 不安定 脆性破壞에 대한 限界 crack 크기의 一例 (室溫, 단위 : mm)

5. 鑄鐵의 強靱化

여기서는 구상흑연주철의 강인화를 하는 구체적인 문제에 대하여 논하고자 한다. 역시 다른 곳에서도 상술하고 있기 때문에<sup>27)</sup> 간략하게 서술하고자 한다.

Fig 2의 서술에 따르면, 인성만의 관점에서 보면, ferrite를 matrix로 하는 것이 가장 간단한데, 예를 들면 독일에서는 저온용 ferrite 구상흑연주철 (GG38.3)에서 Si 1.4~1.8% (2.1%이하), P ≤ 0.05%, Ni를 0.5~1.5% 첨가한 것을 장려하고 있다.<sup>28)</sup> 이와같은 경우, 가능하면 결정립이 미세화된 쪽이 인성이 우수하고, 前조직이 미세 (예를 들면, martensite 혹은 bainite) 한 것보다 ferrite화된 쪽이, 얻어진 結晶粒徑이 미세화된다.<sup>8), 29)</sup>

한편, 黑鉛粒數의 影響에 있어서는 그 수가 증가하면 연성영역에서의 흡수 energy가 감소하나, 천이특성은 개선된다.<sup>30)</sup>

ferrite 粒徑 ( $d(m)$ ), 흑연입자간거리 ( $\lambda(m)$ ) 와 천이온도 ( $T_c(K)$ ) 사이에,

$$T_c = 347 - 0.5 \lambda^{-1/2} - 0.62 d^{-1/2} \dots\dots\dots (5)$$

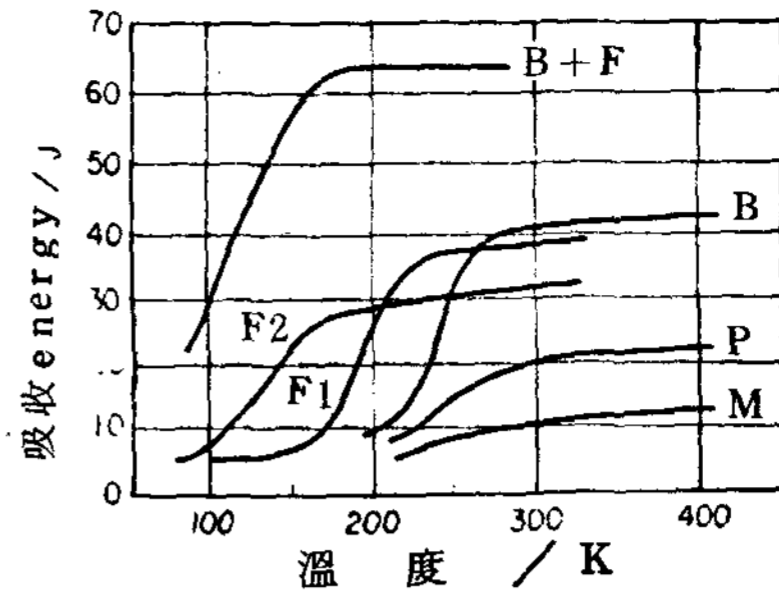
의 관계가 성립된다고 보고하였다.<sup>30)</sup>

주철의 경우, 673~773 °K로 가열하면 취성이 촉진되는 현상이 있다.<sup>31)</sup> 종래에는 可鍛鑄鐵의 燒入脆性이라고 알려져 있으나, 일반적으로 어떠한 주철에서도 나타난다. 鋼의 燒入脆性和 유사하나, 燒入狀態가 아니라도 나타나고, 加熱脆化溫廣에서 급냉된 쪽이 나타나기 쉬운 특징이 있다. 이것은 P, S등이 입계에서의 평형편석이 원인이라고 생각된다.<sup>31)</sup>

Fig 13에서는 각 matrix 구상흑연주철의 천이곡선을 나타냈다.<sup>8)</sup> P, M의 低인성, F의 低천이온도가 주목되나, 이것은 前述한 것 처럼 M보다 ferrite화된 F<sub>2</sub>材에서 특히 낮다. 이 경우, 燒入에 의한 미세 2차 흑연이 다수 석출되는 것도 원인이 된다. 한편, B材의 고인성이 여기서도 주목된다.

일반적으로 구상흑연주철의 사용가능온도영역은, ferrite형의 경우는 겨우 223~243 K 까지이고, 그 이하에서는 Ni 20%을 포함한 austenite형 Ni-resist 구상흑연주철이 사용된다.<sup>24)</sup>

前二者의 중간에 속하는 경제적인 저온용 주철의 개발이 요망되고 있는 실정이다. 종래 鋼에서는 저온용 Ni 鋼이 이용되고 있지만, 주철의 경우에는 鋼에 있어서보다도 Ni 첨가에 의한 인화효과가 적고, matrix조직에 의해서도 그 효과가 變化하며, ferrite matrix, pearlite matrix의 경우, 오히려 인성을 손해



B : bainite matrix, F2 : ferrite matrix (martensite에서 ferrite化)  
 P : pearlite matrix  
 M : martensite matrix, F1 : ferrite matrix(2段 B+F : bainite + ferrite dualphase matrix)

Fig. 13 代表的인 각 matrix structure 球狀黑鉛鑄鐵의 遷移特性 (half size 無 notch charpy 試驗)

본다.<sup>27), 32)</sup>

Fig 13에서의 B+F材는 이와같은 관점에서 개발한 구상흑연주철로,<sup>27), 32)</sup> 2相 미세 혼합 matrix로 하기 위해,<sup>33), 34)</sup> Ni를 4%까지 첨가하고, 低C bainite matrix로 하기 위해서 우선 ferrite화 하였다. 그 후, 共析變態溫度域에서 유지하는 것에 의해, Ni, C 등을  $\alpha$  phase와  $\gamma$  phase에 농도분배시켜, 그 후  $\gamma$  phase는 恒溫變態에 의해 bainite化했다. 잔류 austenite의 안정화, ferrite phase의 淸淨化와 고온 燒鈍에 의해 인성향상을 꾀한 것이다. 현저한 인성 개선이 나타나고 있는 점이 주목된다. 앞으로 이와 같은 方面의 연구가 한층 진행될 것을 기대한다.

6. 結 論

주철의 강도와 파괴의 연구는, 鋼의 경우만큼 충분히 행하여져 있다고 말할 수 없어서, 문제는 한층 복잡하게 되었다. 앞으로 보다 강인한 주철의 개발과 적절한 사용기준이 확립된다면, 강도부품에서의 적용도 한층 확대해 갈 것이라고 기대된다.

끝으로, 本기술해설은 名古屋大學의 小林先生의 論文을 引用, 付記하였음을 添言한다.

參 考 文 獻

(1) 鹽田俊雄, 小松眞一郎: 鑄物, 49(1977), 602.  
 (2) 野國 徹, 長岡金吾: 日本機械學會誌, 78(1975) 1034.

- (3) 小林俊郎：鐵と鋼, 59(1973), 1578
- (4) 西成基, 小林俊郎, 河部昭雄：鑄物, 48(1976), 197.
- (5) 西成基, 小林俊郎：鑄物, 47(1975), 381.
- (6) P. J. Rickards : J. Iron Steel Inst., 211 (1971), 190.
- (7) 大塚昭夫：廣島大學工學部研究報告, 10(1961), 241
- (8) 西成基, 小林俊郎, 青山正治：鑄物, 50(1978), 223.
- (9) 上田倣完, 和出昇：鐵と鋼, 63(1977), 1572
- (10) 尹義博, 李英浩：韓國鑄造工學會誌, 2(1982)2.2
- (11) T. V. Venkatasubramanian and T. J. Baker : Met. Tech., 5(1978), 57.
- (12) A. Little and H. J. Heine : The Metallurgy of Cast Iron, Georgi Pub. Co., (1975), 767.
- (13) R. K. Nanstad, F. T. Worzala and C. R. Loper, Jr : Ibid., (1975), 789.
- (14) S. R. Holdsworth and G. Jolley : Brit. Foundrymen, 68(1974), 77.
- (15) F. Henke : Giesserei-Praxis, (1976), Nr. 9-10, 131.
- (16) R. A. Tait : Int. J. Frac, 13(1977), 870.
- (17) G. Jolley : Ibid., 14(1978), R209.
- (18) 大和田野利郎, 岸武勝彦, 永井忞一, 久保義美：鑄物, 50(1978), 368.
- (19) 田中雄一, 井川克也：鑄物, 50(1978), 745.
- (20) A. G. Glover and G. Pollard : Proc. 2nd Int. Conf. Fracture, Chapman, (1969), 350.
- (21) E. Hornbogen and J. M. Motz : Int. Cast. Met. J., 4(1977), 31.
- (22) 西成基, 小林俊郎：鑄物, 47(1975), 305.
- (23) 西成基, 小林俊郎, 河部昭雄, 遠山直人：鑄物, 49(1977), 222.
- (24) P. J. Rickards : Met & Mat., 1(1967), 220.
- (25) 西成基, 小林俊郎, 遠山直人：鑄物, 50(1978), 73.
- (26) 西成基, 小林俊郎, 多賀精二：鑄物, 47(1975), 816.
- (27) 小林俊郎：鑄鍛造と熱處理, 32(1979), №5, 1.
- (28) G. J. Cox : Foundry Trade J., 131(1971), 833.
- (29) J. H. Gittus : Iron & Steel, 34(1961), 124.
- (30) 西成基, 小林俊郎, 多賀精二：鑄物, 48(1976), 9.
- (31) 西成基, 小林俊郎, 多賀精二, 黑澤哲：鑄物, 48(1976), 65.
- (32) 西成基, 小林俊郎, 小澤幹男：昭和54年度日本鑄物協會春期講演概要集, P. 41.
- (33) 田中雄一, 井川克也：鑄物, 47(1978), 847.
- (34) 上田倣完, 和出昇：鑄物, 50(1978), 305.