

論 文

# 오스템퍼링 처리한 회주철의 파괴특성에 미치는 오스템퍼링 온도의 영향에 관한 연구

김 창 규\*, 이 성 열\*\*, 최 창 옥\*\*\*

## Effect of Austempering Temperatures on the Fractures Characteristics of Grey Cast Iron

Chang-Gyu Kim\*, Sung-Yul Lee\*\*, Chang-Ock Choi\*\*\*

### Abstract

Grey cast iron containing a small amount of Cu and Mo to improve the effect of heat treatment and microstructure were cast and them austenitized. After austenitizing the specimens of castings were austempered at 250°C, 300°C and 350°C. The effects of matrix structures on mechanical properties and fracture characteristics at the different austempering temperature were investigated.

Tensile strength, hardness and impact toughness of austempered grey cast iron showed maximum value 359 MPa, 321 HB, 3.9 CVN respectively at the lowest austempering temperature, 250°C.  $K_{Ic}$  of grey cast iron at a austempering temperature, 250°C, showed maximum 44 MPa.m<sup>1/2</sup> even though the amount of retained austenite in it is only 16%. This mainly comes from the refinement of the retained austenite.

Quasi-cleavage pattern with a little fit of fibrous pattern was shown on the fractured surface of austempered grey cast iron at all of the temperatures tested.

### 1. 서 언

회주철은 다른 철강재에 비하여 주조성이 양호하며 주물을 만들기 쉽고 절삭성이 우수하여 파삭능과 마무리면이 깨끗하며 내부식성, 내마모성, 고감쇠능 등 많은 공업적 특성을 갖고 있어 공업적으로 유용한 재료이다. 그러나 강도가 작고 인성이 거의 없는 결점으로 인하여 고강도 및 고인성을 요구하는 구조재, 차량부품 등에는 사용되지 못하고 있다. 따라서 회주철의 장점을 살려 강도와 인성이 향상된 새로운 재료의 개발이 요구되고 있다.

최근 회주철을 오스템퍼링처리 함으로써 강도

와 연성을 갖고 마모저항이 우수함을 보여주고 있는 고감쇠능으로 자동차의 소음문제와 관계가 깊은 변속기 베어링 이음고리(transmission bearing collar) 등에 이용되고 있다.<sup>1)</sup> 따라서 본 연구에서는 회주철의 기계적 성질을 향상하기 위하여 합금성분으로 Cu 및 Mo를 소량첨가하여 주조한 후 오스템퍼링처리를 실시하여 기계적 성질과 파괴특성에 미치는 오스템퍼링온도의 영향을 조사하였다.

### 2. 실험방법

#### 2.1 시편제작

\* 부산공업대학 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Pusan National University of Technology)

\*\* 한국해양대학교 재료공학과(Dept. of Ocean Metallurgical Science, Korea Maritime University)

\*\*\*동아대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Dong-A University)

본 실험에서 사용한 회주철은 용량 100kg의 고주파 유도용해로에서 주물용 선철과 강고철을 용해한 후, 전기동(99.9%)과 Fe-Mo(30%)를 각각 첨가 소정의 조성으로하여 레들에 출탕하면서 Fe-Si(75%)계 접종제를 0.3% 첨가 접종한 다음 Y블럭형(KSD 4301.A호) CO<sub>2</sub>형 주형에 주입하였다. 주조한 시편의 화학성분은 Table. 1과 같으며 주방상태의 기지조직 분석 결과는 Table. 2에 표시하였다. 주조한 Y블럭의 하부를 20mm쯤 절단하여 인장, 충격 및 파괴인성 시편을 각각 Fig. 1과 같이 가공하였다. 파괴인성시험은 ASTM E-399<sup>2)</sup>에 의한 CT시편을 사용하였으며, 이때 시편의 크기는(폭) 56mm X(두께) 28mm로 하였다. 가공한 인장, 충격 및 CT시편은 900°C의 염욕 중에서 2시간 동안 오스테나이트화 처리를 하였으며, 시편 두께에 따른 표면과 중심부의 냉각속도의 차이를 감소시키기 위해 800°C까지 공냉시킨 후 350°C, 300°C 및 250°C의 염욕에서 각각 1시간 동안 오스템퍼링 처리 후, 공냉하였다.

2. 2 실험방법

주방상태 및 오스템퍼링 처리한 시편의 조직을 광학현미경 및 주사전자현미경으로 관찰하였으며, 또 한 파괴인성시험 후 파단면은 주사전자현미경으로 관찰하였다. 기계적 성질을 조사하기 위하여 만능재료 시험기로서 인장강도와 연신율을 측정하였으며, 경도는 브리넬 경도기 그리고 충격 시험은 샤르피(charpy)형 시험기로 상온에서 실시하였다. 파괴인성시험은 파괴인성시편의 노치부 첨단에 피로시험기(Share Western Co., DI 25A. cap. 10 ton)를 사용하여 10Hz 사인파로

Table 1. Chemical composition of grey cast iron(wt%)

T.C	Si	Mn	p	Cu	Mo
2.98	1.86	0.22	0.023	0.013	0.28

Table 2. Structures analysis of grey cast iron matrix for as cast

Fer-rite	Pea-rlite	Gra-phite	Average length of gr-aphite flak-es	Average length of gr-aphite flak-es
(%)	(%)	(%)	( $\mu$ m)	( $\mu$ m)
16.2	65.8	18	47.4	5.08

3mm 피로크랙을 만든 후, COD 게이지를 부착하여 인장시험기(Instron 1334, cap. 50 ton)를 사용하여 파단시켰고 하중-균열 개구변위(P-COD) 곡선은 증폭기를 통한 X-Y 기록계를 이용하여 얻었으며, ASTM E-399 규정에 따라 평면변형 파괴인성치(k<sub>IC</sub>)를 얻었다. 또한 오스템퍼링한 시편의 잔류 오스테나이트량은 X-선 디프로랙트메타(Rigaku Co., D-Max II A)에 의해서 측정하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 오스템퍼링 온도에 따른 조직변화

회주철의 편상흑연은 주로 응고시 용체로부터 직접 정출하여 형성되는 것으로 충분한 Si량과 적당한 냉각속도를 유지하면 잘 형성된다. 주조한 회주철의 주방상태와 오스템퍼링한 시편의 현미경조직을 Photor. 1에 나타내었다. 주방상태에서는 흑연 주위에 페라이트와 페얼라이트가 형성되고 0.76% Cu 및 0.33% Mo가 함유되어 있어 페얼라이트가 미세하게 혼재하는 조직이었으나, 250°C에서 오스템퍼링한 기지조직은 약간의 마르텐사이트와 약 16%의 잔류 오스테나이트를 함유한 베이나틱 페라이트(bainitic ferrite)와 lath가 미세하고 균일하게 석출한 하부베이나이트로 변태하였으며, 300°C에서 오스템퍼링한 경우 잔류 오스테나이트가 약간 증가한 하부베이나이트와 상부베이나이트의 혼합조직을 나타내었다. 이는 lath의 생성속도는 빠르나 성장속도가 느리기 때문에 탄소를 과포화하게 고용한 페라이트가 렌즈상(lenticular) 마르텐사이트와 유사한 상태로 급속히 성장하고 시멘타이트(변태온도가 낮을 때는  $\epsilon$  탄화물)가 페라이트의 {112}면에 따라 석출한 결과로 사료되었다. 시멘타이트와 페라이트의 사이에는 (011)cem // (011) $\alpha$ , [100]cem //  $\alpha$ 의 결정방위 관계가 있는 것으로 이는 템퍼 마르텐사이트의 경우와 거의 일치하였다.<sup>3)</sup> 한편 350°C에서 오스템퍼링한 시편의 기지조직은 베이나이트의 lath가 조대하고 lath의 간격도 비교적 넓어지며, 잔류오스테나이트가 차지하는 비율도 증가하였다. 또한 회주철은 흑연량이 구상흑연주철보다 훨씬 많고, 흑연과 기지조직과의 계면값(values of the graphite/matrix interface)이 훨씬 크며, 공정세포계면에서 Mn 및 Mo 등의 편석이 많기 때문에 미변태된 잔류오스테나이트량은 적은 것으로 사료되었다.<sup>4)</sup>



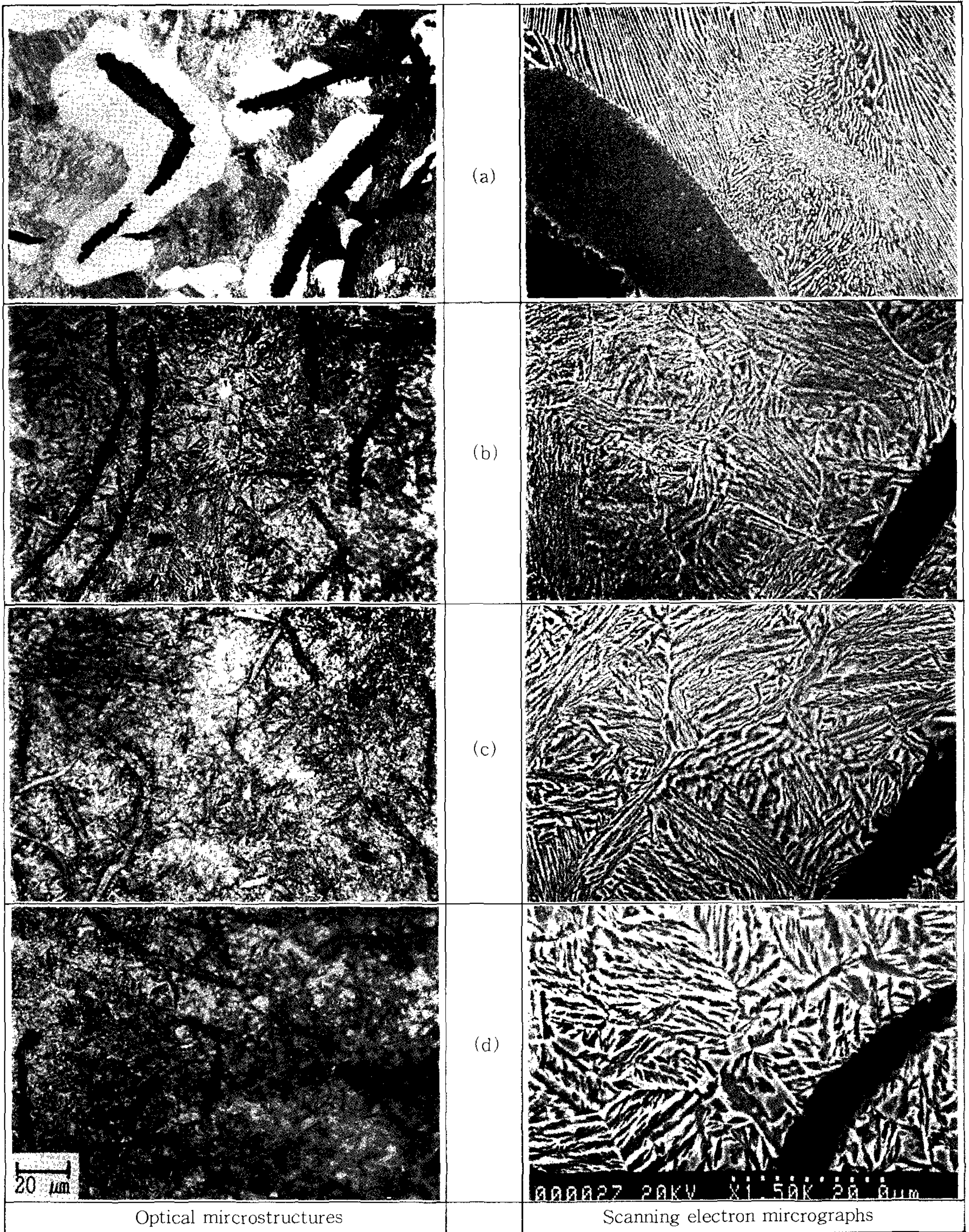


Photo 1. Microstructures of grey cast iron

(a) As cast

(b) Austempered at 250°C, 1hr

(c) Austempered at 300°C, 1hr

(d) Austempered at 350°C, 1hr

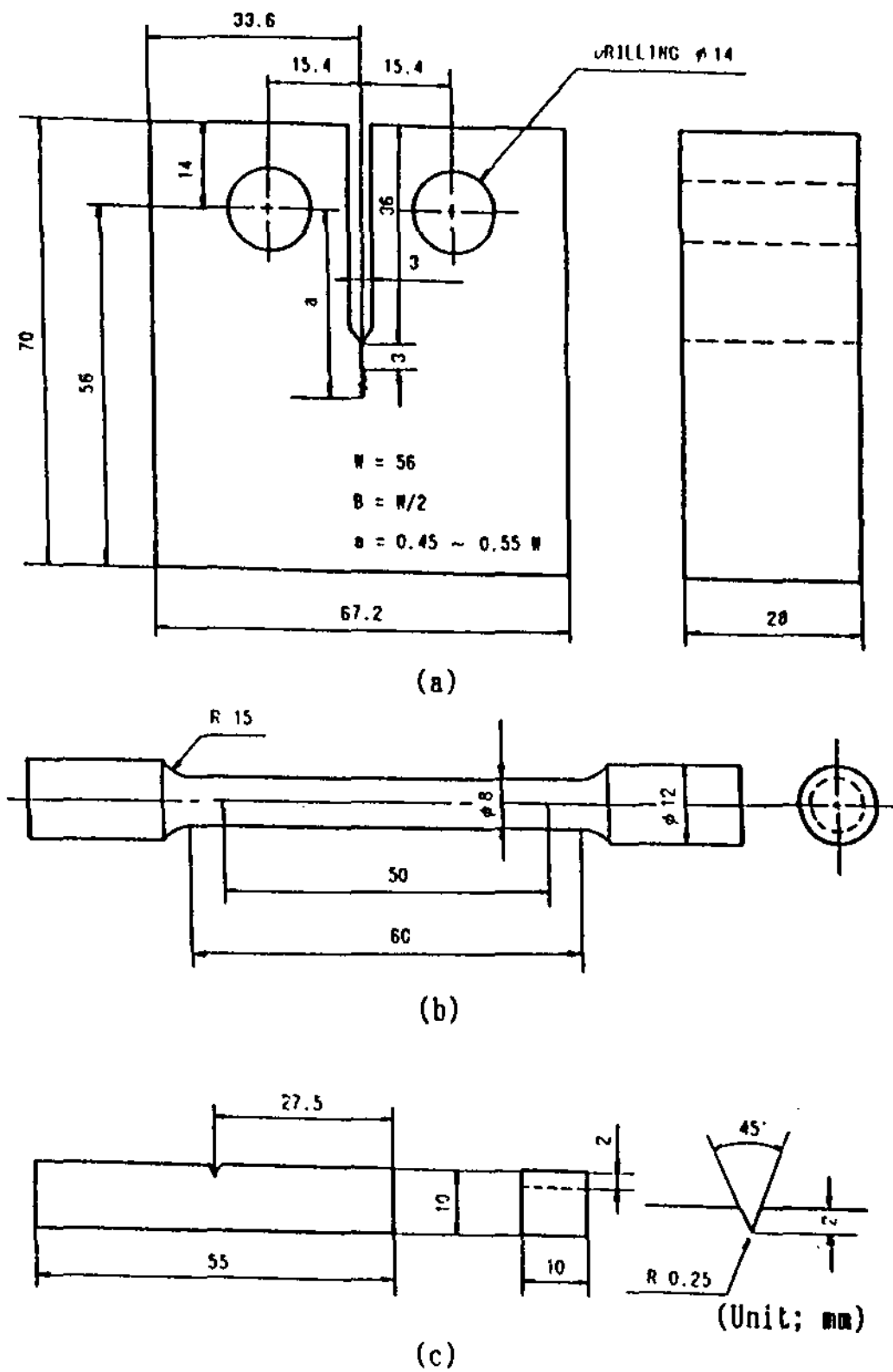


Fig. 1. Geometry of specimens.  
 (a) CT specimen  
 (b) Tensile specimen  
 (c) CVN impact specimen

3. 2 조직변화에 따른 기계적 성질과 파괴특성

회주철을 오스테م퍼링온도에 따른 기계적 성질의 측정결과를 Fig. 2 및 Fig. 3에 나타내었다. 오스테م퍼링온도 250°C에서 경도 H<sub>B</sub> 321, 인장강도 358.4 MPa로서 최고값을 나타내었으며, 오스테م퍼링온도가 350°C까지는 온도가 상승할수록 인장강도와 경도값은 감소하나 연신율은 증가하였다. 따라서 인장강도와 경도는 오스테م퍼링온도가 저하할수록 증가하는데, 이는 저온에서는 베이나이트변태가 가속되고, 베이나이트 입자가 미세해지며 입자내의 탄화물이 분산강화되기 때문이며 또한 잔류오스테나이트량이 적으므로 전위운동이 제한되어 유동응력이 증가되는 것과 관련되는 것으로 사료되었다.<sup>5-6)</sup> 회주철은 샤르피 시험에서 어퍼셀프에너지(upper shelf energy)값은 1.4~6.8Nm이다.<sup>7-8)</sup> 이 어퍼셀프영역에서 회주철의 기지금속강도가 높음에도 불구하고 샤르피

충격시험이나 파괴인성시험에서 높은 파괴인성값을 나타내었다. 즉 회주철에 있어서 파괴인성과 재료의 강도 사이에 존재하는 일반적인 관계(대부분 철계합금들은 강도 증가에 따라 어퍼셀프에너지값은 감소함)와 반대현상이 일어났다. 이것은 회주철의 경우 다른 철계합금들과는 달리 쉽게 균열이 발생하는 장소로 응력집중을 유발시키는 편상흑연과 흑연/기지금속의 계면이 기지금속전체에 많이 분포되어 있다. 따라서 회주철에 있어 오스테م퍼링온도에 따른 충격흡수에너지 변화는 기지조직의 역할에서 찾아야 한다. 그러나 회주철에서 연성-취성 전이온도가 명확하게 나타내지 않는데 이는 기지조직이 비록 연성을 나타내는 온도일지라도 파괴과정에서의 기지의 변형으로 인해 소모되는 에너지가 아주적다는 사실을 나타낸다.<sup>9)</sup>

또한 Fig. 2에 나타낸 오스테م퍼링온도에 따른 연신율의 변화도 미약하므로 균열발생과 성장 및 파단에 이르는 에너지의 합으로 나타나는 충격흡수에너지값은 거의 변화가 없는 것으로 사료되었다. Fig. 4는 파괴인성시험으로부터 얻은 하중-크랙 개구변위관계를 나타내었다. Fig. 4는 각각에

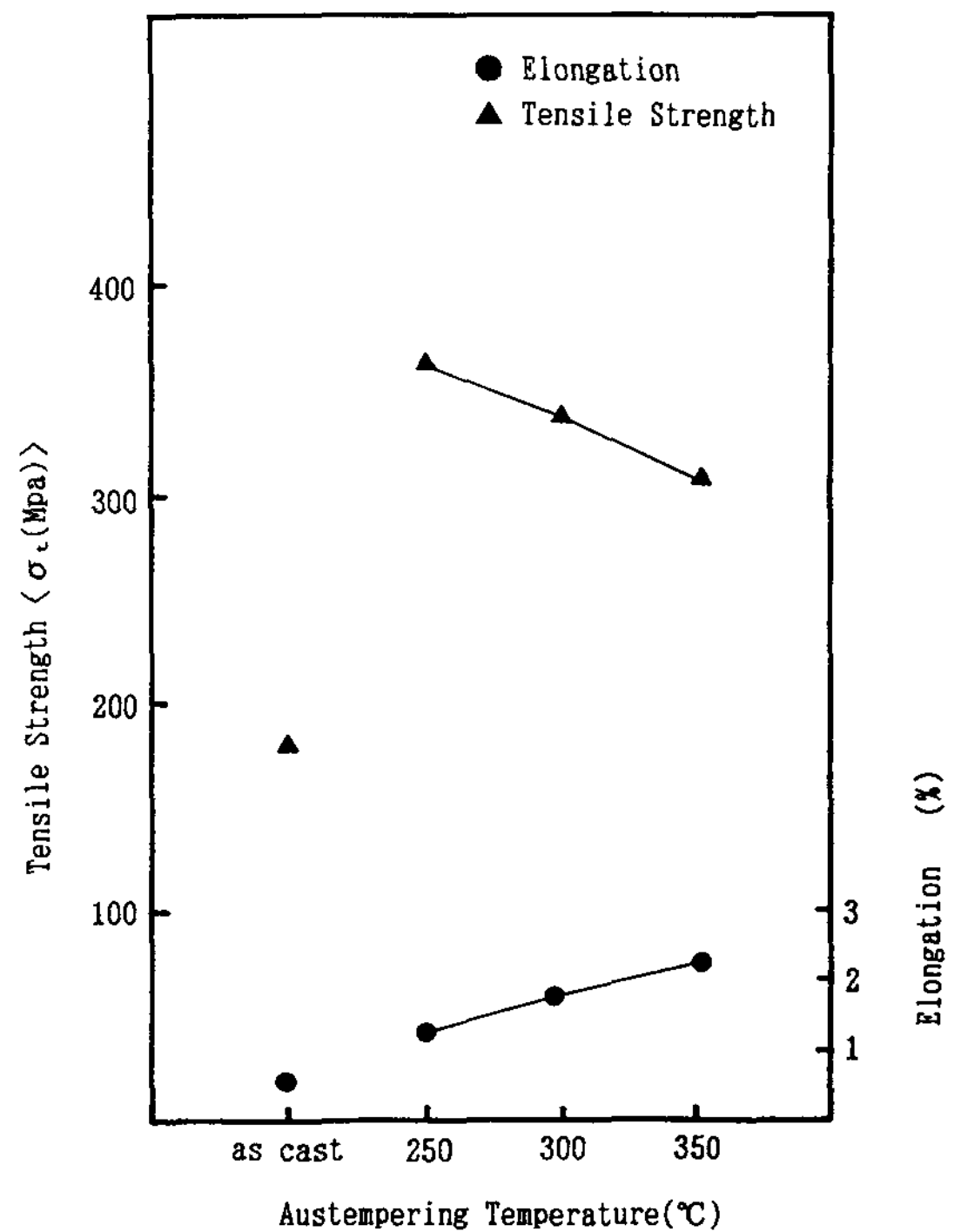


Fig. 2. Effect of austempering temperature on tensile strength of grey cast iron.



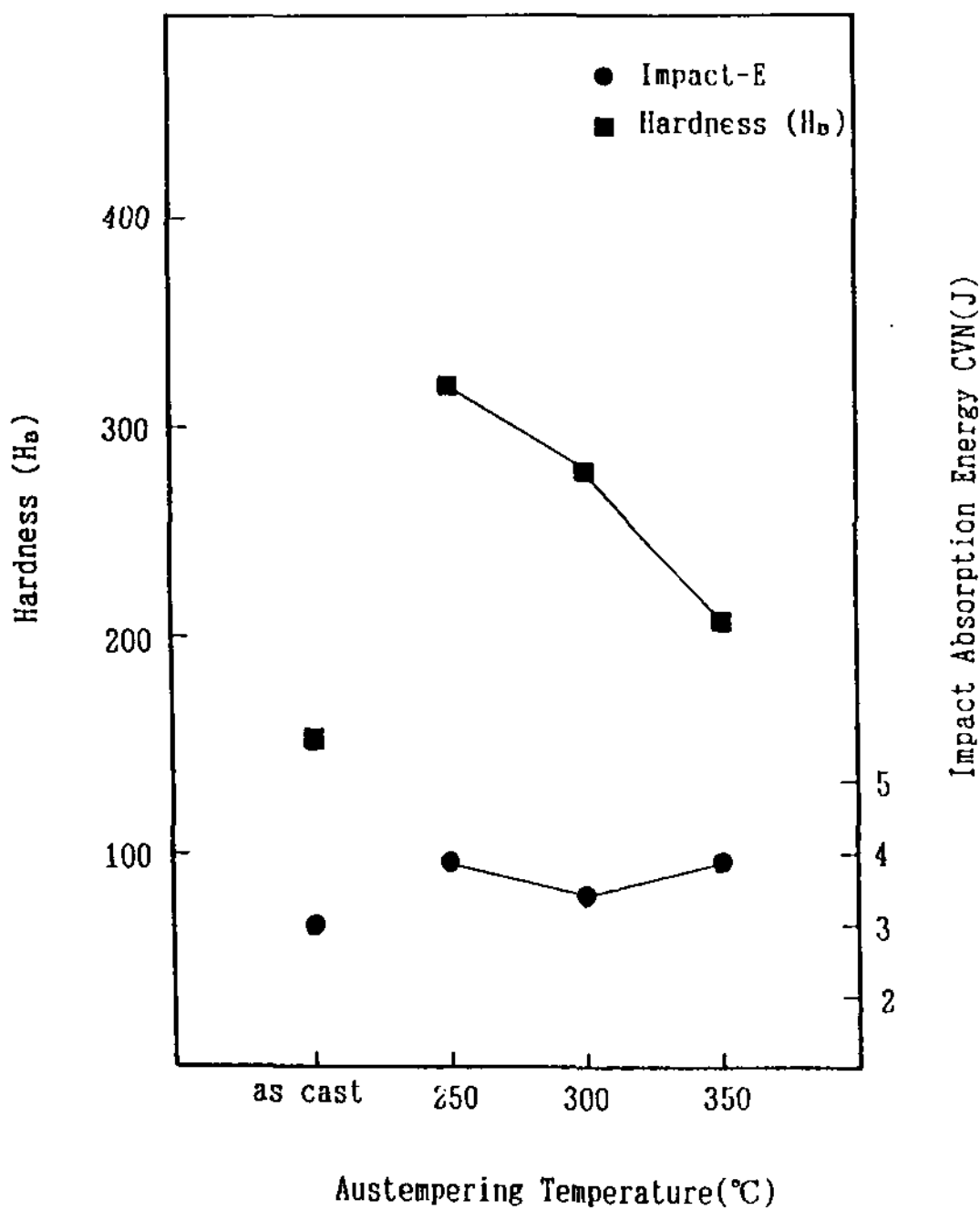


Fig. 3. Effect of austempering temperatures on hardness and impact absorption of grey cast iron.

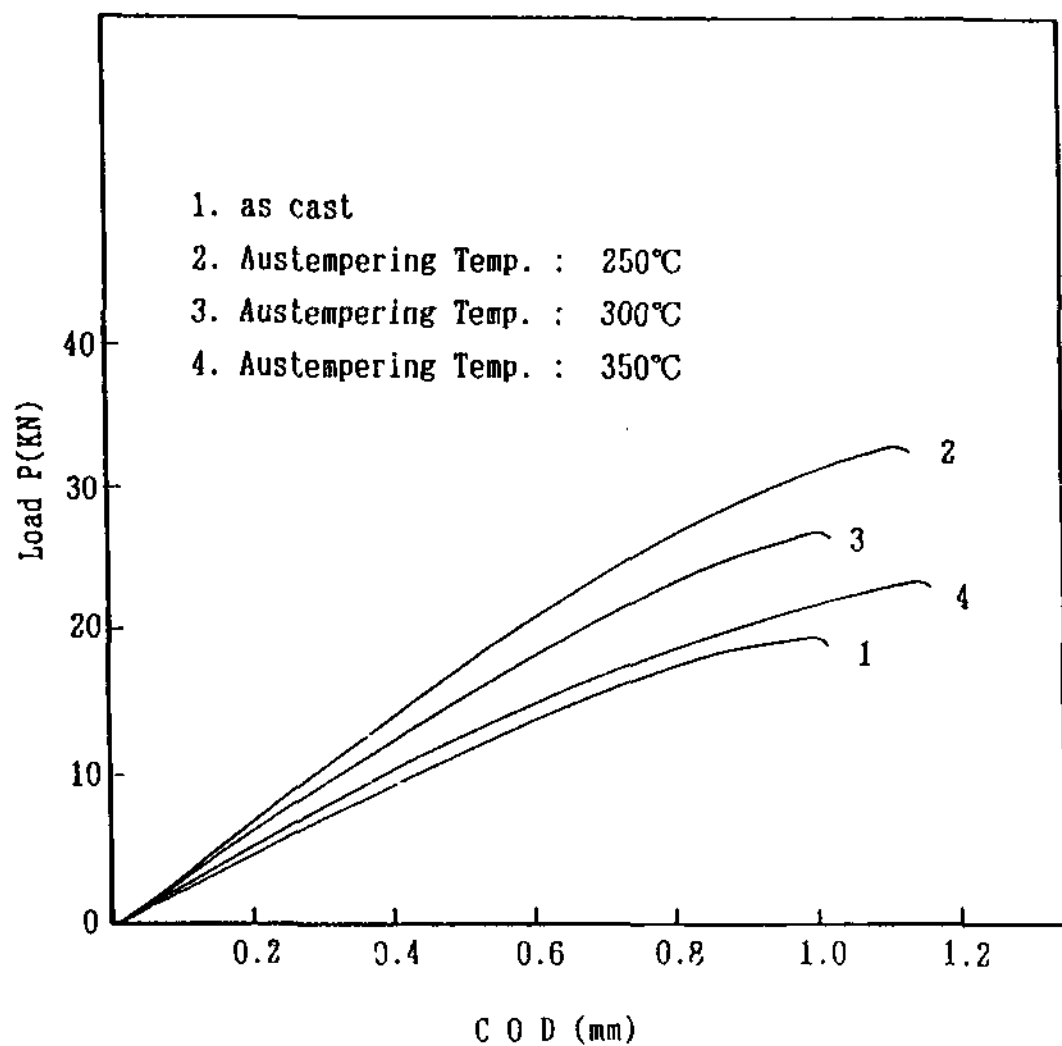


Fig. 4. Load vs opening displacement testing results for grey cast iron.

대하여 초기단계의 선형구역의 기울기 보다 5% 낮은 기울기의 직선과 선도의 교점에서 하중치 (P<sub>Q</sub>)를 구한 다음 계산된 파괴인성 응력강도계수

(K<sub>Q</sub>)는 모두 ASTM 또는 Irwin<sup>10</sup>)의 평면변형 파괴조건(P<sub>MAX</sub>/P<sub>Q</sub><1.1)을 만족시키므로 평면변형 파괴인성치(K<sub>IC</sub>)를 얻을 수 있었다. Photo 4에서 No. 2 곡선은 파괴중이 가장 높은 경우이고, 파괴인성치가 최대로 될 수 있었다. 오스템퍼링 온도 250°C에서 K<sub>IC</sub>는 44 MPa M<sup>1/2</sup>로 최고값을 나타내었고, 온도상승에 따라 K<sub>IC</sub>는 감소하는 경향을 나타내었다.

오스템퍼링한 주철에서 파괴인성은 기지조직내에 분포된 잔류오스테나이트량<sup>11</sup>)과 잔류오스테나이트의 형태에 영향을 받는 것으로 알려져 있으며, 베이나이트페라이트 lath 사이에 존재하는 잔류오스테나이트가 미세할수록 파괴인성은 향상된다고 보고 하였다.<sup>12</sup>) 본 연구에 있어서 오스템퍼링한 회주철의 K<sub>IC</sub>는 잔류오스테나이트 량이 16~25% 범위에 있을 때 잔류오스테나이트량보다는 잔류오스테나이트 형태에 큰 영향을 받아 사진 1에 나타난 바와 같이 잔류오스테나이트가 미세하게 분포되어 있는 낮은 오스템퍼링온도에서 높은 값을 나타낸 것으로 사료되었다. 이와같은 영향은 파괴인성시험의 파단면에서도 잘 나타나 오스템퍼링온도가 낮을수록 연성파괴의 특성을 나타내었다. ASTM E 813-81에 의한 많은 시험의 시험들은 파괴역학시험시 단조로운 하중하에서 피로크랙과 균열성장 사이의 관계를 구별짓는다는 것이 조금 모호하여, 회주철에서는 간단한 일이 아니었다. Bradley<sup>13</sup>)는 열착색법과 염료침투분석법(dyepenetrant analysis)을 포함시켜 사용하였으며, 인장강도는 35kg·f/mm<sup>2</sup> 수준의 회주철에 대해서 측정하여 하중 - 변위곡선을 나타내었다. 이 곡선에서 균열전진은 대략 K<sub>Q</sub>에서 발생되었고 K<sub>Q</sub>=K<sub>IC</sub>=19Nm<sup>-3/2</sup>이었다. 회주철에 대한 파괴인성값은 항상 거의 K<sub>IC</sub>보다는 K<sub>Q</sub>나 K<sub>MAX</sub> 값으로 보고 되고 있다. 따라서 파괴인성을 측정할 때 이 2가지 중 어느 것이 더 유효한가 하는 의문이 발생하게 된다. 회주철의 시험시 최대 하중에 도달하기 전에 균열전진이 1.6mm 이상됨을 알수 있었다. 그러므로 앞서 설명한 바와 같이 K<sub>Q</sub> 값은 합리적이며, K<sub>IC</sub>와 K<sub>MAX</sub> 값의 평가는 회주철의 파괴인성을 나타내는데는 과대평가되는 경향이 있는 것으로 사료되었다.

Photo 2는 오스템퍼링한 회주철의 파괴인성시험의 파면을 나타내었다. Photo 2 (A)는 주방상태에서 회주철의 파면양상의 대표적인 것으로 기지내의 파괴, 흑연내의 파괴, 흑연과 기지 계면에

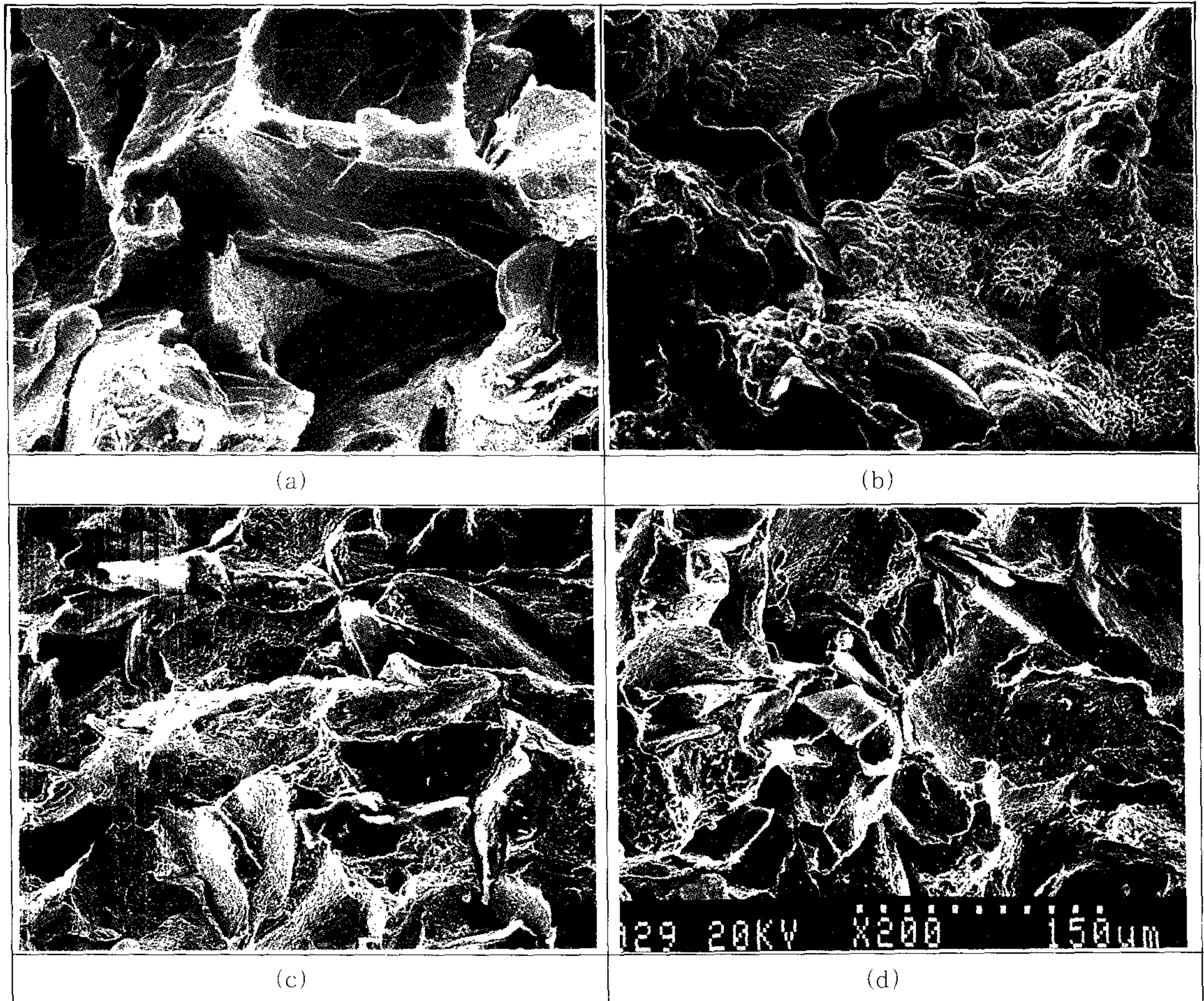


Photo 2. Fracture surface appearance of grey cast iron using SEM

- (a) As cast
- (b) Austempered at 250°C, 1hr
- (c) Austempered at 300°C, 1hr
- (d) Austempered at 350°C, 1hr

서의 파괴 등 3가지 형태이며, 파괴형태별 면적비율은 흑연과 기지의 계면에서의 파괴가 대부분이라고 알려져 있다.<sup>14)</sup>

또한 흑연면은 6각의 형상을 일부 나타내고 있었다. 이 형상은 흑연의 결정구조와 대응하고 있었다. 파면은 극히 미끄러운 모양이고, 이것은 흑연과 기지의 결합력이 작아 쉽게 분리하는 것을 의미한다. Photo. 2 (C) 및 (D)와 같이 오스템퍼링온도가 300°C에서 350°C로 상승해도 별로 변화없이 의벽개(quasi-cleavage) 파면에 섬유상(fibrous) 파면이 약간 혼합된 형태를 보여주나, 사진 2 (B)와 같이 오스템퍼링온도가 250°C인 경우 더욱 뚜렷한 연성파면을 나타내었다.

### 3. 3 잔류오스테나이트량과 파괴특성

Fig. 5은 잔류오스테나이트량의 측정을 위해 X 선회절기로부터 얻은 α-Fe과 γ-Fe의 회절상을 타나낸 것이고, 잔류오스테나이트량의 측정 방법은 밀러법에 의한 식

$$1 + 1 / \{ 1 + (\frac{p\alpha}{p\gamma}) \times K \}$$

에 의하여 구하였다.

여기서 Vr : 잔류오스테나이트 량

pα : α 강도

pγ : γ 강도

K : 상수

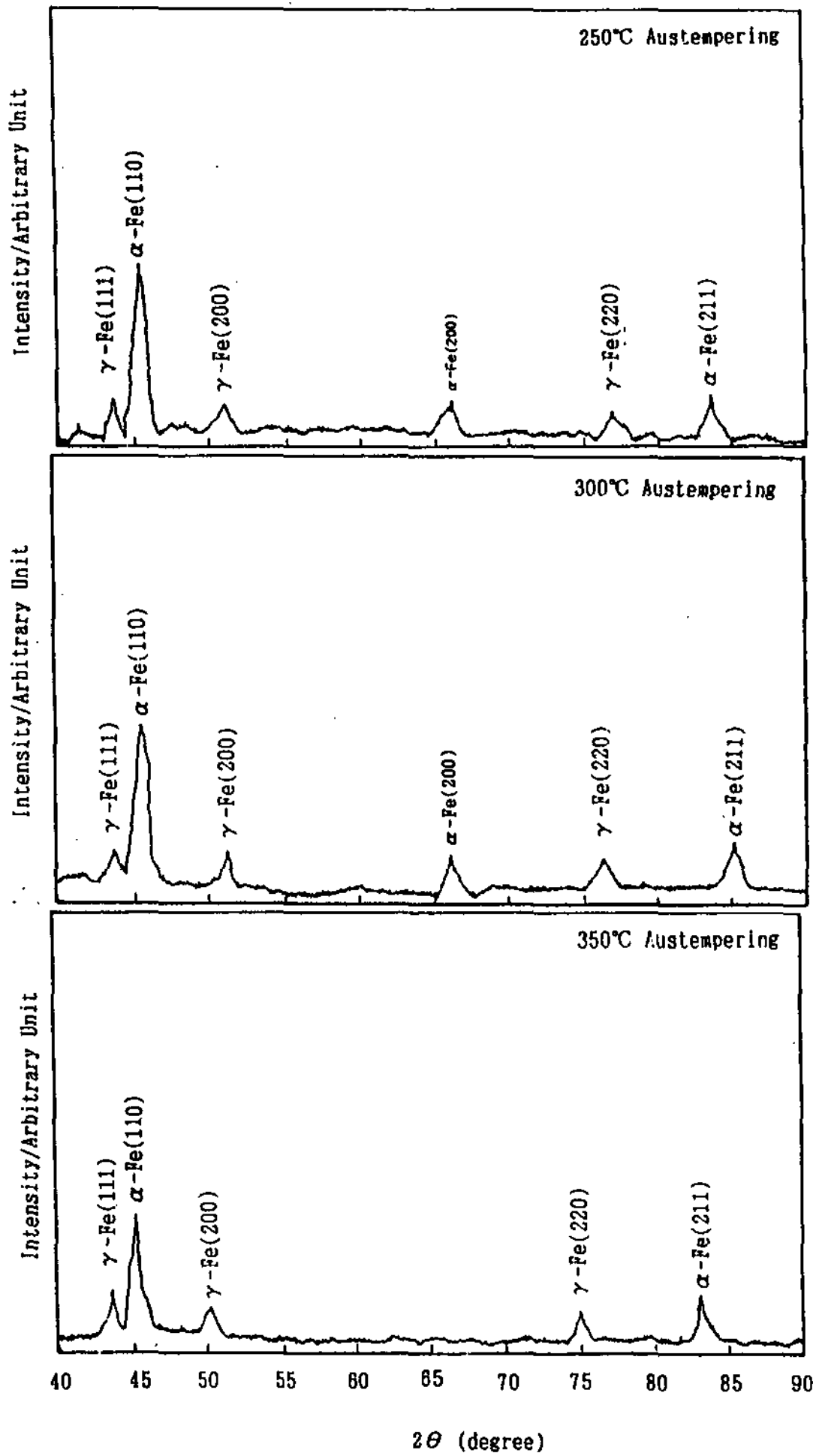


Fig. 5. Diffraction pattern of X-Ray for grey cast iron.

따라서 250°C, 300°C 및 350°C의 오스템퍼링 온도에서 생성된 잔류오스테나이트량은 각각 16%, 18% 및 25%로 오스템퍼링 온도 상승에 따른 잔류오스테나이트량은 증가하였다. 그러나 회주철의 흑연과 기지조직의 계면값[(values of the graphite /matrix interface), 즉 단위면적당 흑연 주변길이의 합(cm/cm<sup>2</sup>)]이 크기 때문에 오스테나이트화 과정이나 오스템퍼링과정에서 기지조직의 확산속도가 아주 빠르게 되어 그 결과 회주철에서의 미변태된 잔류오스테나이트량은 오스템퍼드 구상흑연주철에 비하여 적어지게 된다. 따라서 오스템퍼링 온도 250°C에서 16% 정도의 잔류오스테나이트량이 나타났으며 오스템퍼링 온도가 350°C

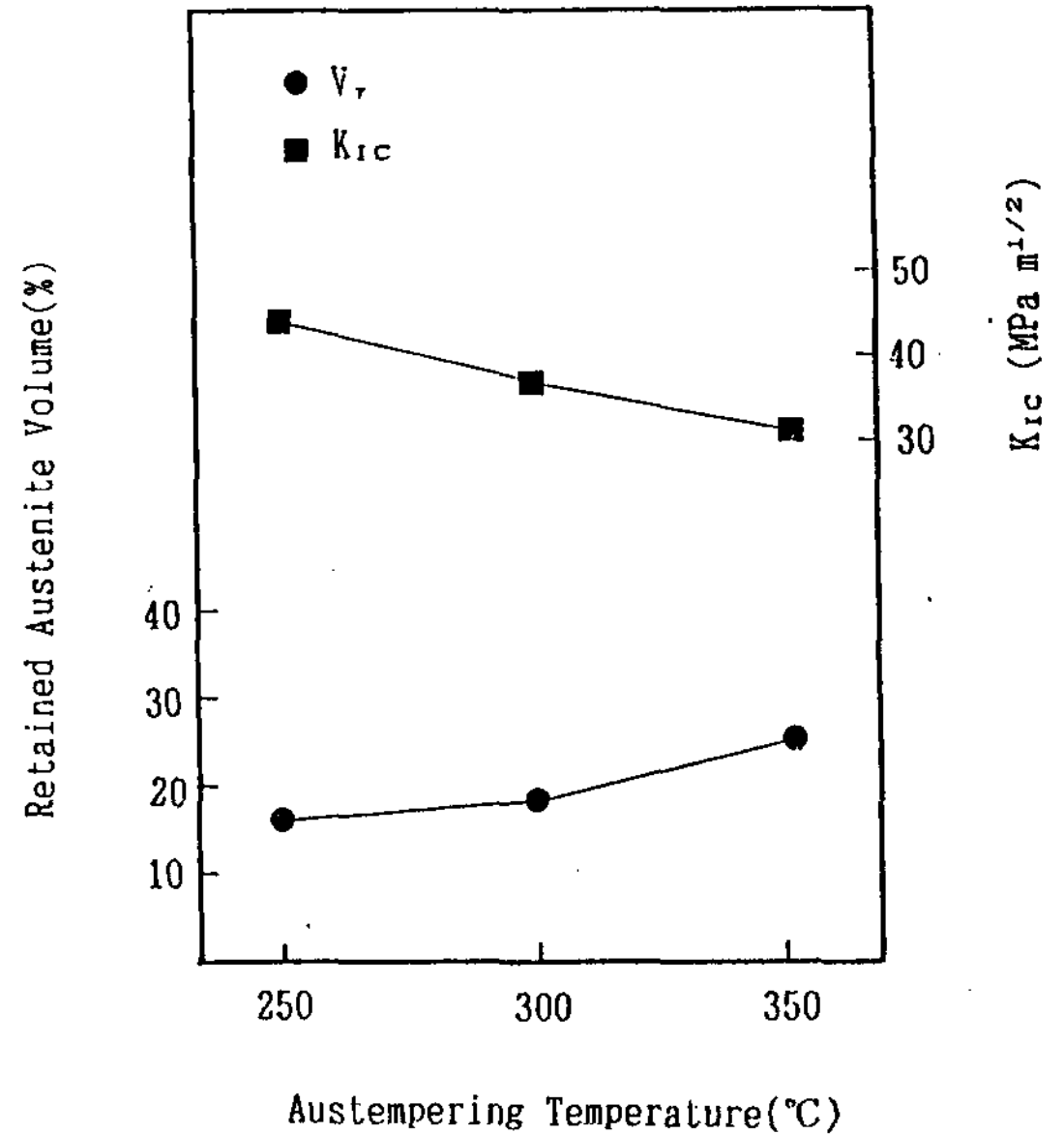


Fig. 6. Relation between retained austenite volume(V<sub>r</sub>) and fracture toughness value(K<sub>1c</sub>) of grey cast iron

로 상승하면서 잔류오스테나이트량은 25%로 증가하였다. Fig. 6에 파괴인성값의 변화경향에 대한 오스템퍼링 온도와 잔류오스테나이트량의 영향을 나타내었다. 잔류오스테나이트량의 증가에 따른 파괴인성의 향상효과보다 오스템퍼링 온도 상승에 따른 조대한 잔류오스테나이트 형태의 영향으로 불안정 파괴 개시점에 대한 파괴인성값은 오스템퍼링 온도가 상승함에 따라 잔류오스테나이트량은 16%, 18% 및 25%로 증가하였으나 K<sub>1c</sub>값은 오히려 44 MPa m<sup>1/2</sup>, 37 MPa m<sup>1/2</sup> 및 31 MPa m<sup>1/2</sup>로 감소하는 경향을 보였다. 이는 회주철에서의 K<sub>1c</sub>값은 잔류오스테나이트량이 16~25% 범위에 있을 때 오스템퍼링 온도 상승으로 감소하는 것은 조대화된 잔류오스테나이트 형태의 영향이 크게 작용한 것으로 사료되었다.

#### 4. 결 론

오스템퍼링한 회주철의 파괴특성에 미치는 오스템퍼링 온도의 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 오스템퍼링 온도에 의한 인장강도, 경도 및 충격치는 오스템퍼링 온도 250°C에서 각각 359

MPa, 321 HB, 3.9 CVN으로 최고값을 나타내었다. 이는 베이나트 변태에 의한 기지강화 때문이다.

2) 오스템퍼링온도 상승에 따라 잔류오스테나이트량이 16%, 18% 및 25%로 증가함에도 불구하고  $K_{IC}$ 값은 오히려 각각 44 MPa  $m^{1/2}$ , 37 MPa  $m^{1/2}$  및 31MPa  $m^{1/2}$ 로 감소하는 경향을 보였다. 이는  $K_{IC}$ 값은 잔류오스테나이트량이 16~20% 범위 내에서 잔류오스테나이트 량보다는 베이나이트페라이트 사이에 존재는 잔류오스테나이트의 미세한 분포의 영향이 크게 작용하기 때문이다.

3) 오스템퍼링한 회주철의 파면은 의벽개 파면과 섬유상 모양으로 나타났으며, 특히 250°C에서 오스템퍼링한 경우 300°C 및 350°C에서 오스템퍼링한 경우보다 연성파괴특성을 나타내었다.

### 참 고 문 헌

1. M. Tada, T. Kurikuma, S. Mizuno : 3rd International Conference on Austempered Ductile Iron, Univ Michigan (1991) 300.
2. ASTM E-399 : Standard Test Method for plane-strain Fracture toughness of Metallic Materials (1983)
3. 西澤泰二, 佐久間健人 : 金屬組織寫眞集, 日本金屬學會, (1981) 25.
4. I. Riposan, M Chisamera : 3rd International Conference on Austempered Ductile Iron, Univ. of Michigan (1991) 437/445
5. P. A. Blackmore, R. A. Harding : ASM Trans, 3 (1984) 310
6. R. C Voigt : AFS Trans, 83 (1975) 253
7. Y. Kuroda, H. Takada : AFS Cast Met Res. J., (1970) 6, (2), 63~64
8. R. Eisenstada, G. H. Roulston : in proc, ASME gas Turbine conf., Houston, TX, Mas (1975).
9. W. L. Bradley, M. N. Srinivasan : International Materials Reviews (1990) 35, 142
10. G. S. Cole : In source book in ductile iron, 162, (1977) Metals park, OH, American Society for Metals
11. M. Takita and Y. Ueda : Cast Metals, 1 (1988) 147~155
12. T. Kobayahi and H. Yamamoto : Metals. Trans, A, 19 (1988) 319~327
13. W. LBRADLEY : Trans. AFS(1981), 89, 837~848
14. 祖父江昌久 : 鑄物の破斷面과 特性에