

.....  
論 文  
.....

# 오스템퍼드 구상흑연주철의 파괴특성에 미치는 Ni의 영향에 관한 연구

백상호\*, 김홍범\*, 김창규\*\*, 최창욱\*

## Effect of Ni on the Mechanical Properties and Fracture Characteristics of Austempered Ductile Iron

Sang-Ho Baek\*, Hong-Beom Kim\*, Chang-Kuy Kim\*\* and Chang-Ock Choi\*

### Abstract

The effect of Ni addition, on the mechanical properties and fracture characteristics of Mo-Cu and Mo-Ni-Cu alloyed ductile iron austenitized at 900°C and austempering temperatures of 250°C, 300°C and 350°C. The tensile strength, yield strength and hardness are decreased and elongation and impact value are increased in both Mo-Cu and Mo-Ni-Cu alloyed austempered ductile iron, with increased austempering temperature. According to the austempering temperature are increased, the amount of retained austenite are increased. Maximum value of fracture toughness is obtained at 350°C austempering temperature at this condition, the amount of retained austenite came to 40% in Mo-Ni-Cu alloyed ADI and 34% in Mo-Cu alloyed ADI. The fracture surface of ADI which had represented high toughness are showed a quasi-cleavage pattern and a dimple pattern with micro void. Comparing the fracture characteristics of Mo-Cu alloyed ADI with that of Mo-Ni-Cu alloyed ADI, the latter was superior to the former. (Received January 18, 1994)

### 1. 서 론

고강도, 고인성의 주철재료에 대한 요구가 증가되므로 주철의 강인성을 향상시키기 위하여 구상흑연주철을 오스템퍼링처리하여 기지조직을 베이나이트화 시킨 오스템퍼드 구상흑연주철 (Austempered Ductile Iron : ADI)[1-3]이 개발, 사용되고 있다. 고강도, 내충격성 및 연신율 등 합금강에 필적할만한 우수한 기계적 성질을 갖는 오스템퍼드 구상흑연주철은 각종 기계류나 자동차 부품 및 구조물의 소재로서 수요가 증가되고 있다.

구상흑연주철의 파괴거동은 흑연과 기지 혹은

공정계면에서 주로 발생한다고 알려져 있으므로 이들 부위를 강인화시키는 연구[5-7]가 수행되고 있다. 주철재료의 강인화를 촉진시키는 방법으로는 강과 마찬가지로 합금원소 첨가에 의한 강인화와 열처리에 의한 강인화 방법이 이용되고 있다. 합금원소 첨가에 의한 강인화 방법으로는 Ni, Mo 및 Cu 등의 합금원소를 첨가하여 항온변태곡선을 우측으로 이동시킴으로써 용이하게 강인한 변태조직을 얻는 방법이며, 열처리에 의한 강인화 방법은 오스테나이트화 후 항온변태열처리를 실시하여 구상흑연주철의 기지조직을 상부 혹은 하부 베이나이트로 하여 강인화하는 방법이다.

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

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

Table 1. Chemical composition of ductile cast iron specimens.

specimen	T.C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Ni	C.E
Mo-Cu	3.53	2.56	0.27	0.02	0.01	0.52	0.25	-	4.39
Mo-Ni-Cu	3.45	2.41	0.23	0.03	0.01	0.55	0.23	0.99	4.26

따라서 본 연구에서는 열처리성을 향상시키기 위하여 Ni, Cu 및 Mo 등을 소량첨가한 구상흑연주철과 Cu와 Mo을 첨가한 구상흑연주철을 주조하여 항온변태열처리를 실시하여 비교함으로써 오스테나이트 안정화 원소인 고가의 Ni이 오스템퍼드 구상흑연주철의 기계적 성질과 파괴인성에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

본 실험에서 사용한 구상흑연주철은 용량 25kg의 고주파 유도로에서 강고철과 선철(Sprel metal)을 용해한 후 Fe-30%Mo, 금속 Ni 및 전기동을 첨가하여 소정의 조성으로 한 후 Fe-Si-5%Mg합금을 샌드위치법으로 구상화 처리하고, Fe-Si계 접종제로 후접종하여 Y블록형(KSD 4302 A호) CO<sub>2</sub> 주형[8]에 주입하여 제조하였다. 주조한 시편의 화학조성은 Table 1에 나타내었으며, 주방상태의 조직분석 결과는 Table 2에 표시하였다.

Table 2. Structure analysis of ductile cast iron specimens matrix for as-cast.

specimen	pearlite (%)	ferrite (%)	nodularity (%)
Mo-Cu	63.45	21.24	86
Mo-Ni-Cu	68.44	16.70	92

주조한 Y블록시편의 하부를 절단하여 인장, 충격 및 평면변형 파괴인성 시편(CT시편)을 Fig. 1과 같이 가공하였다. 파괴인성시험에 사용한 시편은 ASTM E-339에 따른 CT(compact tension)시편으로서 폭(W) 56mm, 두께(B) 28mm이며, 피로크랙을 포함한 노치 길이는 0.45~0.55W 범위로 하였다. 가공한 인장, 충격 및 CT시편은 900°C에서 2시간 동안 오스테나이트화한 후 350°C, 300°C 및 250°C에서 각각 1시간 동안 항온변태시킨 후 공랭하였다. 항온변

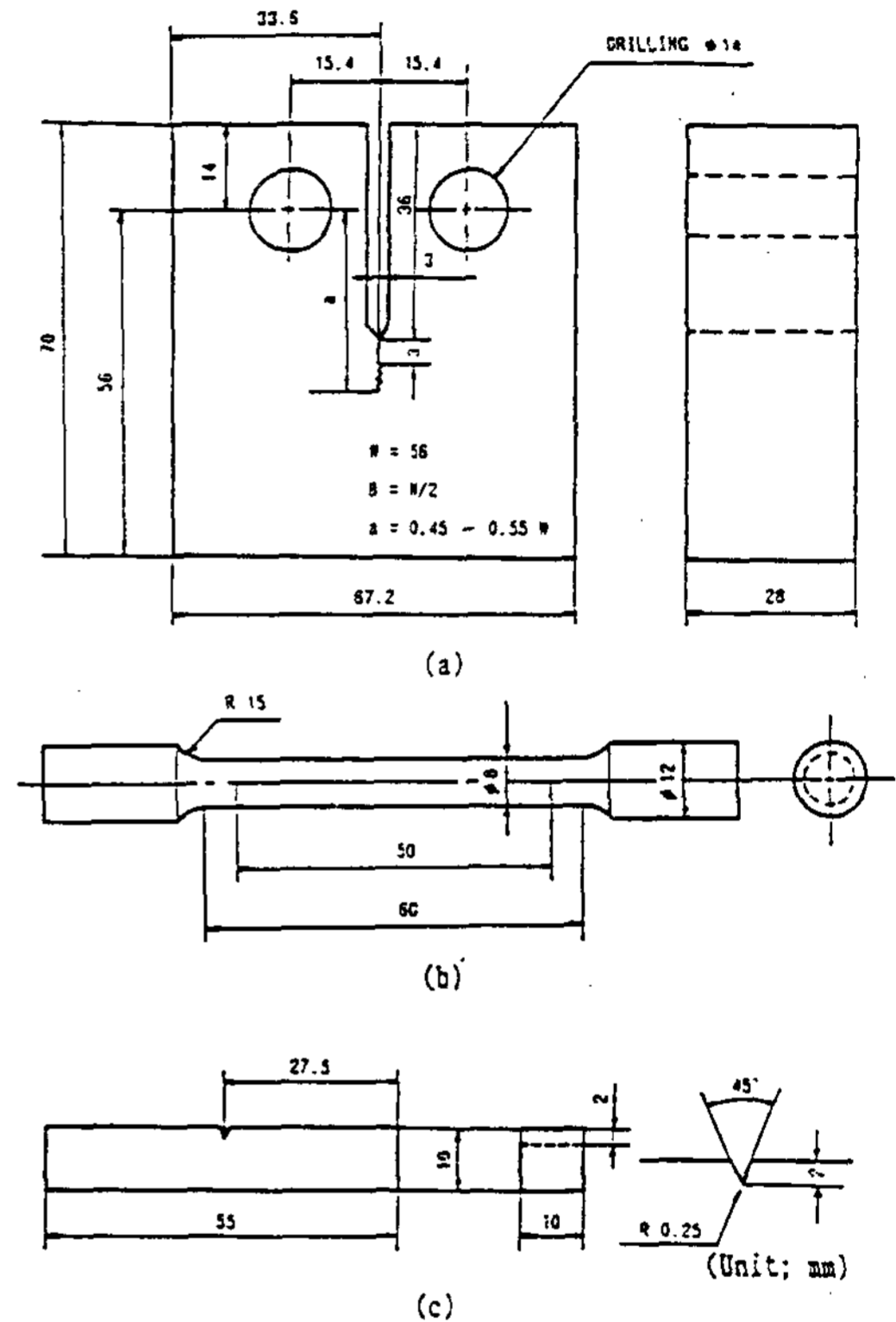


Fig. 1. Geometry of specimens.

- (a) CT specimen
- (b) Tension specimen
- (c) CVN-impact specimen

태한 시편의 베이나이트 조직은 광학현미경과 템퍼링한 시편에 대하여 Fig. 2 및 Fig. 3에 나타내었다.

기계적 성질을 조사하기 위하여 만능재료시험기(Share Western Co., DI 2500A, cap. 10ton)에 의하여 인장강도와 연신율을 측정하였고, 경도는브리넬경도기(Shin Poong Manufacture Co., SBH-3, cap. 3ton), 그리고 충격시험은 샤르피충격시험기(Kyeong Do MFG Co., KD I-300)로 상온에서 실시하였다. 파괴인성시험은 시편의 노치부 선단에 피로시험기(Instron 1334, cap. 50ton)



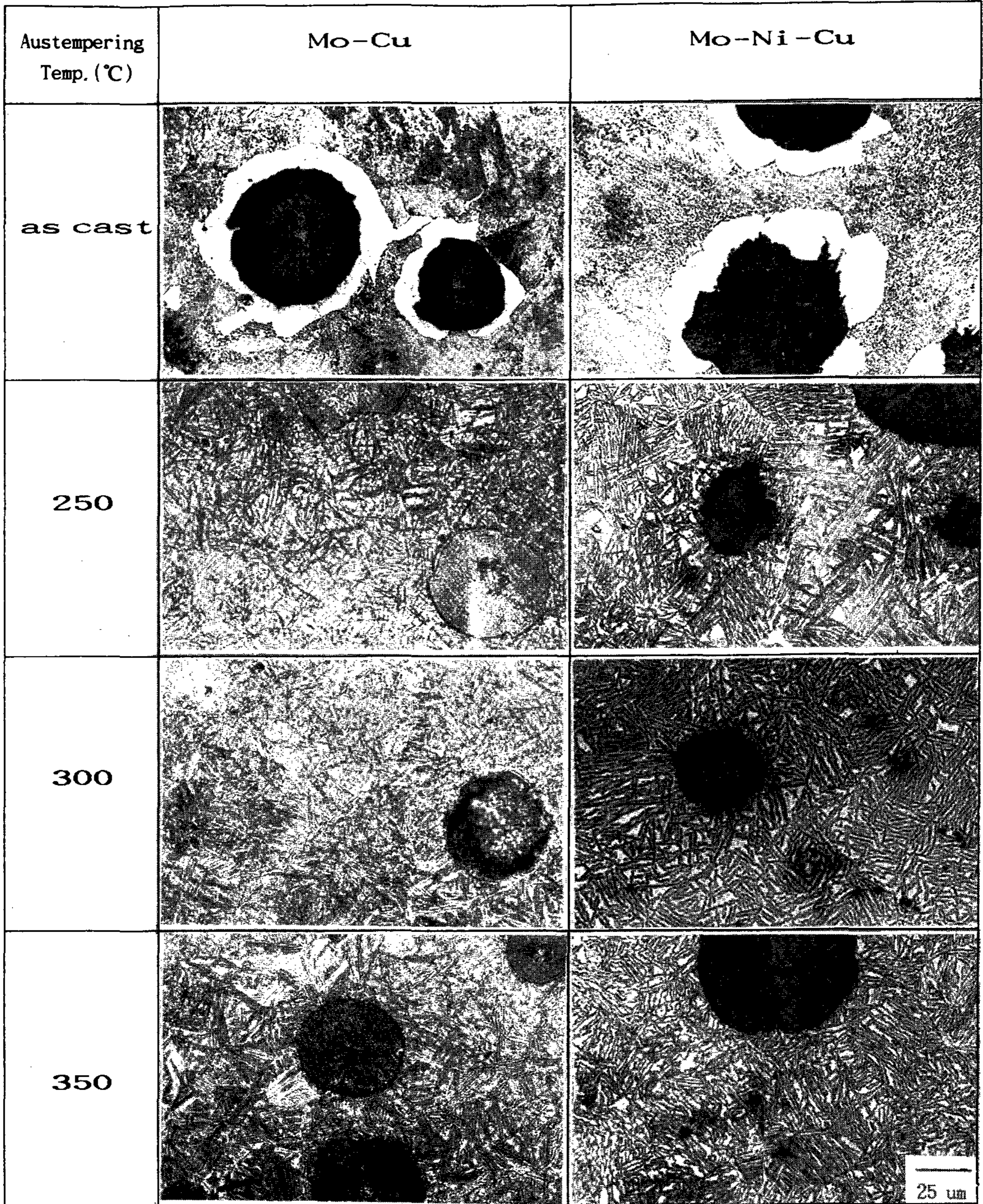


Photo 1. Optical microstructures of austempered ductile iron.

를 사용하여 10Hz 사인파로 1.3mm 피로크랙을 만든 후, 균열개구변위(COD)게이지를 부착하여 파단시켰으며, 하중-균열개구변위(P-COD)곡선은 증폭기를 통한 X-Y기록계를 이용하여 얻었으며, ASTM E-399 규정에 따라 평면변형 파괴인성치( $K_{Ic}$ )를 산정하였다.

한편 잔류오스테나이트량의 측정은 Cu  $K\alpha$  target을 사용한 X-선 회절기(Rigaku Co., D-Max II A)에 의해 30kV, 25mA에서 2°/min의 속도로 측정하여  $\alpha$ -Fe와  $\gamma$ -Fe의 양을 밀러법으로 계산하여 구하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 오스템퍼링 온도에 의한 조직변화

주조한 Mo-Cu계와 Mo-Ni-Cu계 구상흑연주철 시편의 현미경조직을 Photo 1에 나타내었다. 주방상태에서는 시편 모두 흑연 주위에 약간의 페라이트가 존재하고, 기지조직에는 퍼얼라이트가 생성된 구상흑연주철의 전형적인 불즈아이(bull's eye)조직이었으며, 250°C에서 오스템퍼링한 경우 기지조직은 오스테나이트가 거의 대부분 베이 나이트 페라이트와 미량의 잔류 오스테나이트로 구성되어 있는 이상혼합조직이었다. 오스템퍼링 되는 과정에서 베이 나이트 페라이트가 미세하게 침상으로 석출되어 오스테나이트 영역으로 둘러싸고 있는 오스테나이트로 확산되어 들어갔다 [9]. 300°C에서 오스템퍼링한 경우 오스테나이트가 베이 나이트 페라이트와 탄소가 풍부한 다량의 잔류 오스테나이트로 구성되어 있는 이상혼합 조직으로 되었다. 350°C에서 오스템퍼링한 경우 베이 나이트 페라이트와 잔류 오스테나이트의 간격은 더욱 넓어진 상부베이 나이트 조직을 나타내었다. 항온변태열처리에서 베이 나이트 변태는 2 단계 반응으로 일어나는데 첫번째 단계는 오스테나이트가 베이 나이트와 고탄소를 가진 오스테나이트로 분해되는 과정이고, 두번째 단계는 고탄소의 오스테나이트가 페라이트와 탄화물로 분해되는 과정이다[10-12]. 따라서 오스템퍼링 온도가 350°C일 때는 다량의 탄소가 베이 나이트 페라이트와 페라이트 사이의 오스테나이트로 확산함으로써 오스테나이트는 고탄소의 오스테나이트로 변하고 안정화되므로 인성이 우수해지는 것

으로 사료되었다.

베이 나이트는 길이가 짧게 석출한 시멘타이트( $Fe_3C$ )를 함유한 페라이트가 오스테나이트 결정립 경계나 구상흑연으로부터 오스테나이트 결정립 내로 퍼얼라이트와는 달리 일정한 방향성을 가지고 무리지어 성장한 조직으로서 lath 사이에 고탄소의 안정한 오스테나이트가 잔류[13]하게 되므로 높은 강도와 함께 인성이 큰 강인한 특성을 나타낸다고 알려져 있다. Photo 1에서 나타낸 바와 같이 Mo-Ni-Cu계와 Mo-Cu계 오스템퍼드 구상흑연주철에 있어서 모두 잔류 오스테나이트량은 오스템퍼링 온도상승에 따라 증가하고 있음을 알 수 있었다. 한편 Mo-Ni-Cu계의 잔류 오스테나이트량이 Mo-Cu계보다 약간 더 많이 존재하고 있음을 알 수 있었는데, 이는 오스테나이트 안정화 원소인 Ni이 첨가됨으로써 기지의  $A_1$  점을 상당히 낮추게 된다. 그러므로 동일하게 900°C에서 2시간 동안 오스테나이트화 한다면 결정립의 조대화를 유발하게 되며, 조대한 오스테나이트 결정립은 미세한 결정립보다 핵생성 위치를 작게 하고 베이 나이트 판을 길게 생성시킬 조건을 충분히 부여하므로 다소 조대한 베이 나이트를 생성케 하고 따라서 잔류 오스테나이트량도 증가한 것이라고 사료되었다.

#### 3.2 기계적 성질에 미치는 오스템퍼링 온도의 영향

주조한 Mo-Cu계 및 Mo-Ni-Cu계 오스템퍼드 구상흑연주철의 기계적 성질을 주방상태 및 오스템퍼링한 시편에 대하여 Fig. 2 및 Fig. 3에 나타내었다.

Fig. 2 및 Fig. 3에 표시한 바와 같이 오스템퍼링 처리한 시편의 인장강도, 항복강도 및 경도는 오스템퍼링 처리온도가 상승함에 따라 Mo-Cu계 및 Mo-Ni-Cu계 모두 감소하는 경향을 보이고 있는 반면, 연신율과 충격치는 증가하고 있으며 Mo-Cu계가 다소 높은 값을 나타내었다.

주방상태와 비교하면 오스템퍼링한 시편의 강도가 약 2배 이상 증가하였으며, 이는 Mo-Cu계 및 Mo-Ni-Cu계 모두 동일한 경향을 나타내고 있으며, 연신율은 오스템퍼링 온도가 300°C 이상에서는 증가하였다.

오스템퍼링 처리온도가 저하함에 따라 인장강도,



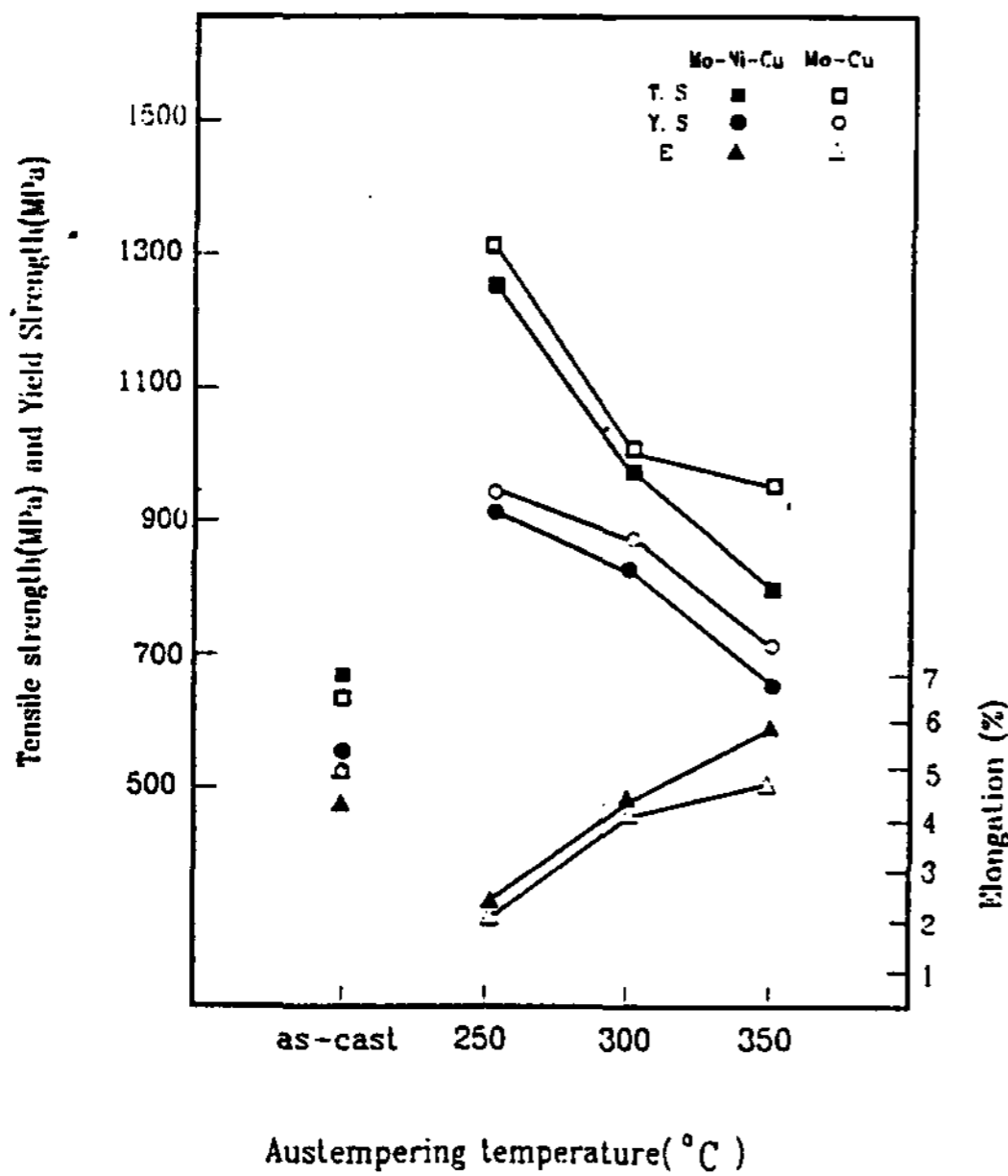


Fig. 2. Effect of austempering temperature on tensile strength, yield strength and elongation of austempered ductile iron.

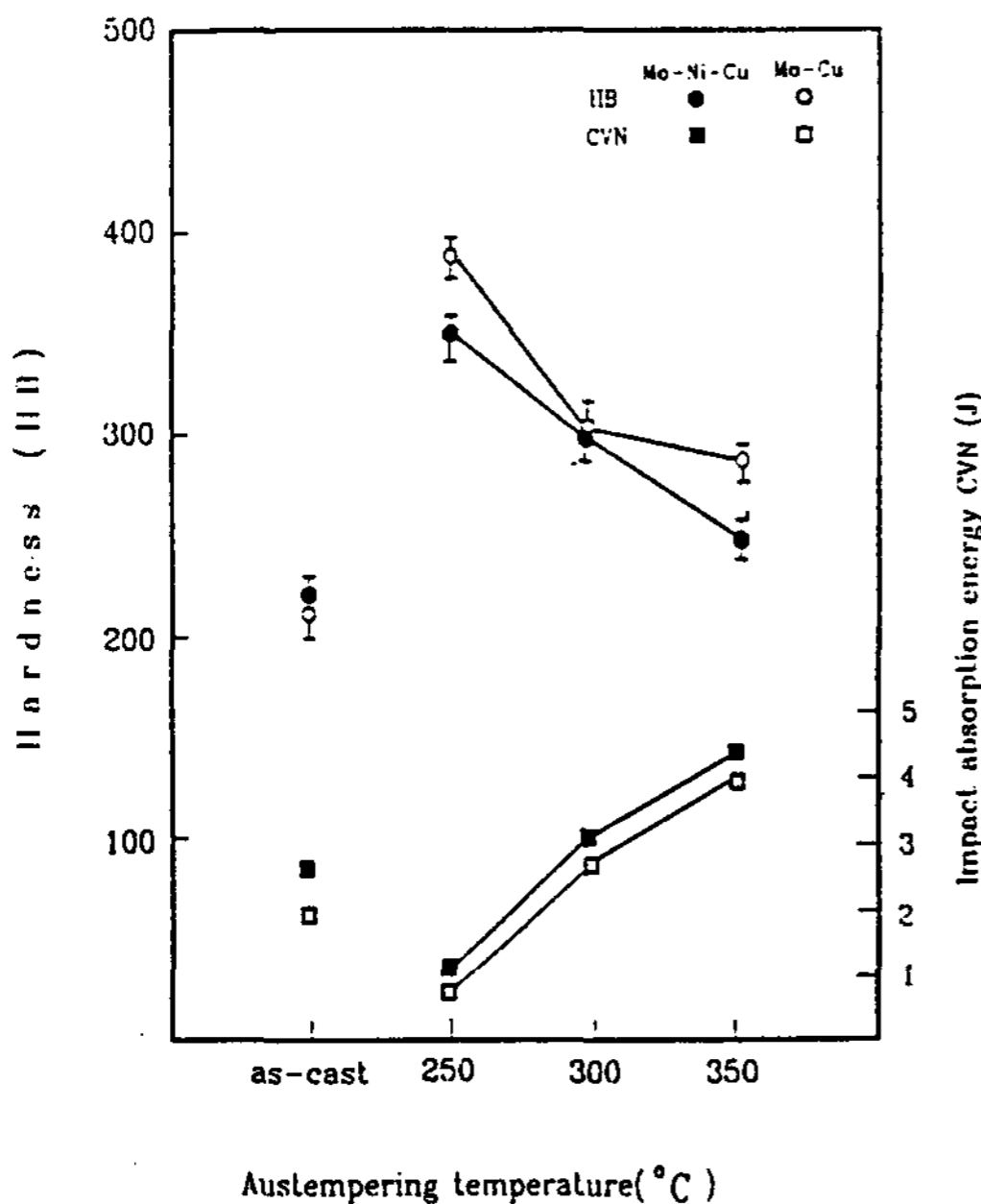


Fig. 3. Effect of austempering temperature on hardness and impact absorption energy of austempered ductile iron.

항복강도 및 경도가 증가하는 것은 저온에서는 베이나이트에 미세한 세멘타이트가 분산강화되어 있고 하부 베이나이트의 lath가 미세하고 치밀하게, 잔류 오스테나이트량이 감소하므로 전위 운동이 제한되어 소성성이 감소되기 때문이라고 사료되었다.

한편 Mo-Cu계와 Mo-Ni-Cu계의 인장특성 및 경도를 비교하면 전반적으로 Mo-Ni-Cu계가 Mo-Cu계보다 다소 낮게 나타난 것은 Ni이 조대한 베이나이트 형성으로 인하여 Mo-Ni-Cu계의 잔류 오스테나이트량을 증가시킴으로써 Mo-Cu계보다 인성은 증가하였으나, 강도는 감소하는 것으로 사료되었다.

Ni을 소량 첨가하는 저합금의 범위에서는 단독첨가는 베이나이트화에 기여하지 않으므로 Mo, Cu 등과 복합첨가하여 사용하며 또한 시편의 두께에 미치는 합금성분의 영향으로 20~30mm 두께의 시편에서 0.75%Ni 첨가의 효과는 0.5%Cu 첨가와 유사한 효과를 보인다고 알려져 있다[14].

충격치는 Mo-Cu계와 Mo-Ni-Cu계 모두 350°C에서 오스템퍼링한 시편이 가장 높게 나타났으며, 이보다 낮은 온도로 저하할수록 감소하였다. 350°C에서 오스템퍼링할 경우 기지조직 중의 잔류 오스테나이트가 증가됨으로써 조직을 강인하게 생각되었다. 따라서 잔류오스테나이트량은 오스템퍼드 구상흑연주철의 기계적 성질에 크게 영향을 미치는 것으로 알 수 있었다.

### 3.3 파괴인성에 미치는 Ni의 영향

오스템퍼링 온도에 따른 Mo-Cu계 및 Mo-Ni-Cu계 오스템퍼드 구상흑연주철의 평면파괴인성치에 대한 하중-균열 개구변위곡선을 Fig. 4와 Fig. 5에 나타내었다.

Fig. 4 및 Fig. 5에서 No. 4의 곡선은 파괴하중이 가장 높고 파괴인성치가 최대가 된 경우이다. Fig. 6은 오스템퍼링 온도에 따른 잔류 오스테나이트량과  $K_{IC}$ 와의 관계를 나타내었다. Mo-Ni-Cu계 오스템퍼드 구상흑연주철에서 오스템퍼링 온도가 350°C일 때, 파괴인성은 잔류 오스테나이트가 40.6%에서 약  $76MPam^{1/2}$ 로 최고값을 나타내었다. 또한 오스템퍼링 온도가 상승함에 따라 잔류 오스테나이트량은 증가하였고, 이에

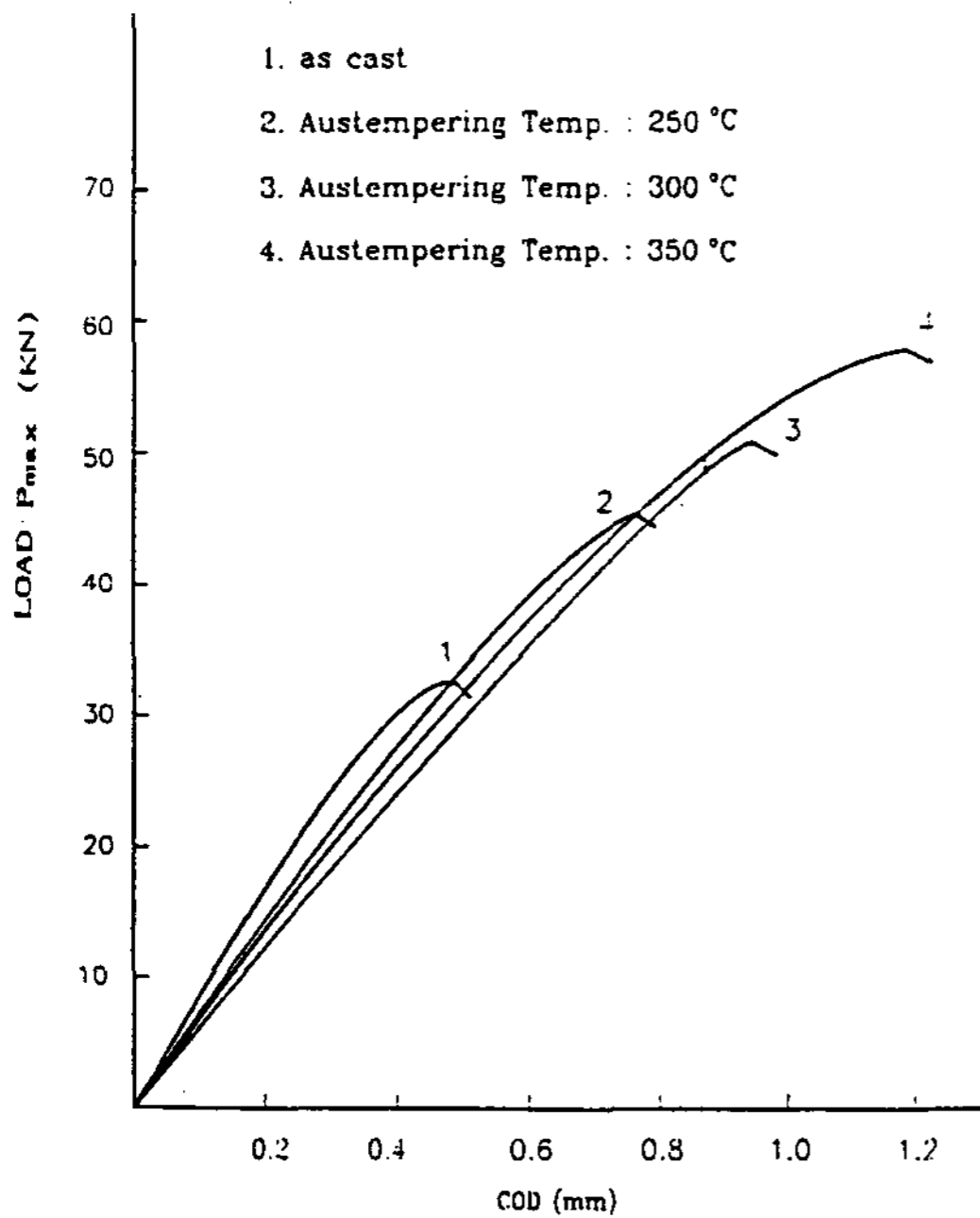


Fig. 4. Load vs. crack opening displacement test results for austempered ductile iron alloyed Mo-Cu.

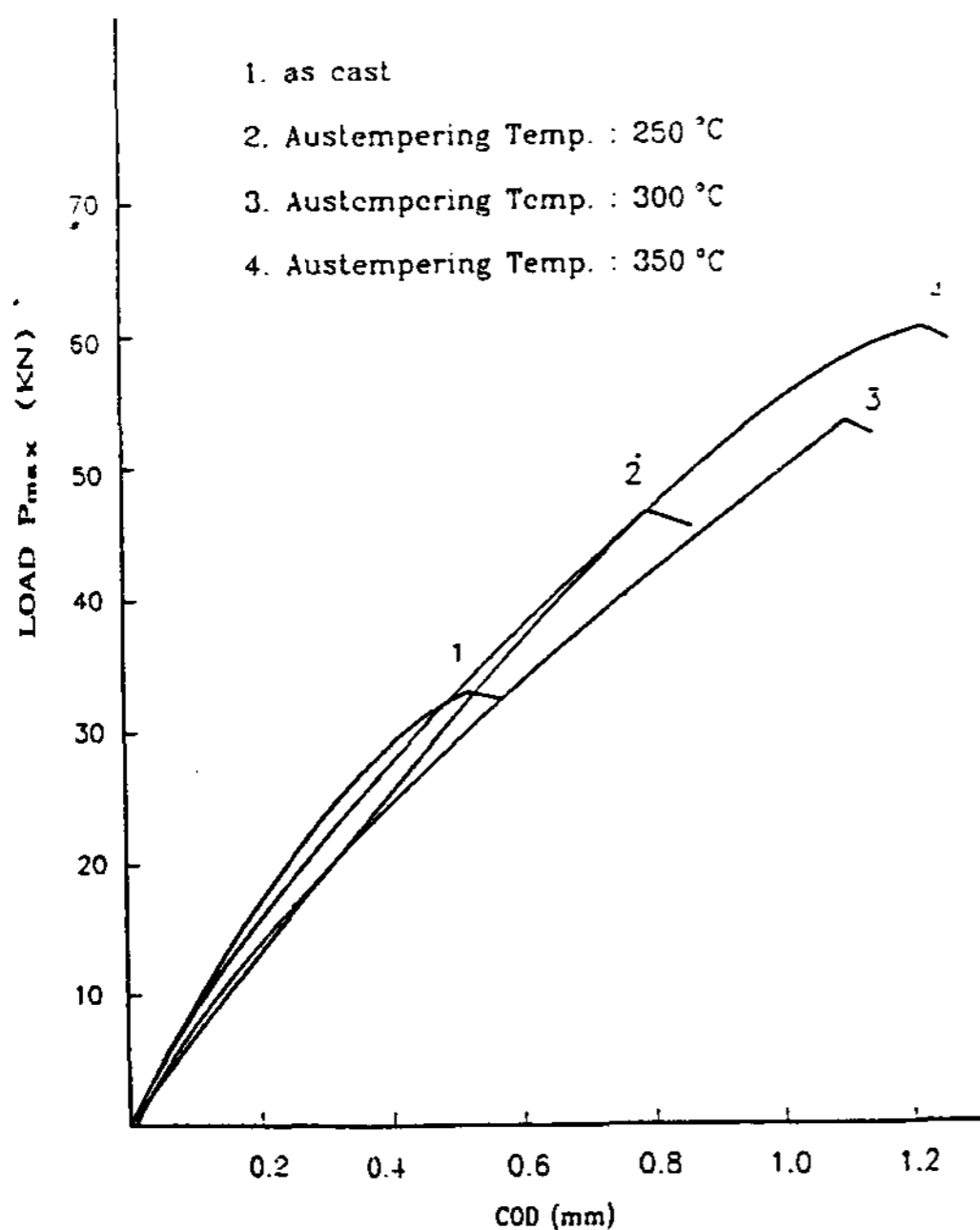


Fig. 5. Load vs. crack opening displacement test results for austempered ductile iron alloyed Mo-Ni-Cu.

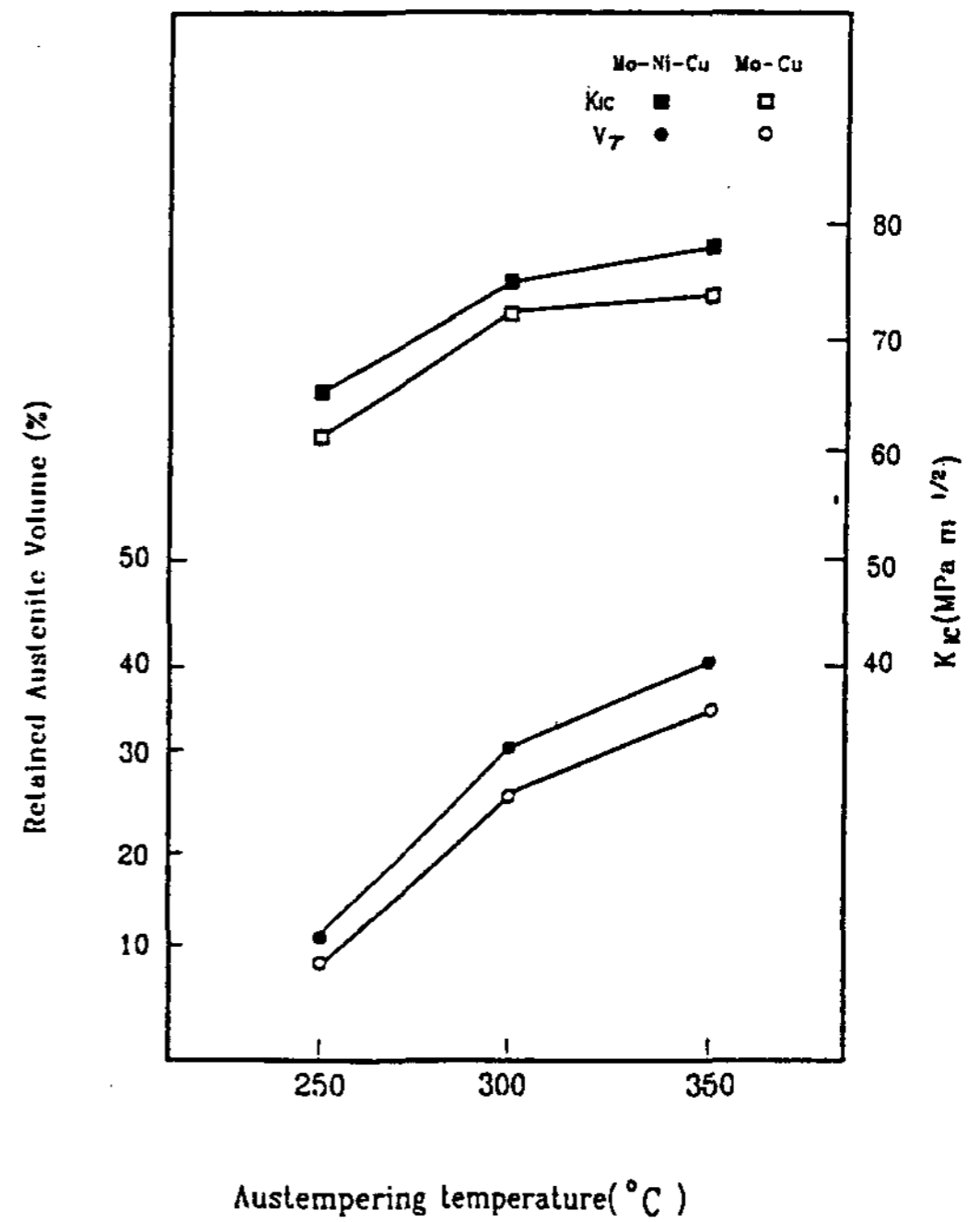


Fig. 6. Relation between retained austenite volume ( $V_r$ ) and fracture toughness value( $K_{IC}$ ) of austempered ductile iron.

따라 Mo-Cu계 및 Mo-Ni-Cu계 오스템퍼드 구상 흑연주철에서 모두 파괴인성치가 증가함을 나타 내었다.

Fig. 7과 Fig. 8은 잔류 오스테나이트량 측정을 위해 X-ray 회절기로부터 얻은  $\alpha$ -Fe와  $\gamma$ -Fe의 diffraction pattern을 나타내었다. 오스템퍼링 온도가 낮을수록 탄소의 확산속도가 느리기 때문에 오스테나이트내의 탄소농축이 어려워 안정한 잔류 오스테나이트 형성이 어려워지며 고온으로 갈수록 오스템퍼링 초기단계에서 탄소가 베이나이틱 페라이트로부터 오스테나이트내로 제거되어 지는 양이 많아져 많은 양의 잔류 오스테나이트가 생긴 것으로 사료되었다. 특히 강력한 오스테나이트 안정화 원소인 Ni 및 Cu를 복합첨가한 것이 보다 많은 양의 잔류 오스테나이트가 형성되었다. 따라서 연성의 잔류 오스테나이트가 균열전파를 둔화시키기 때문에 파괴인성치가 높아 지는 것으로 사료되었다.

한편 Mo-Ni-Cu계의 파괴인성이 Mo-Cu계보다 높은 결과치를 보이고 있는데 이는 Ni의 첨가에

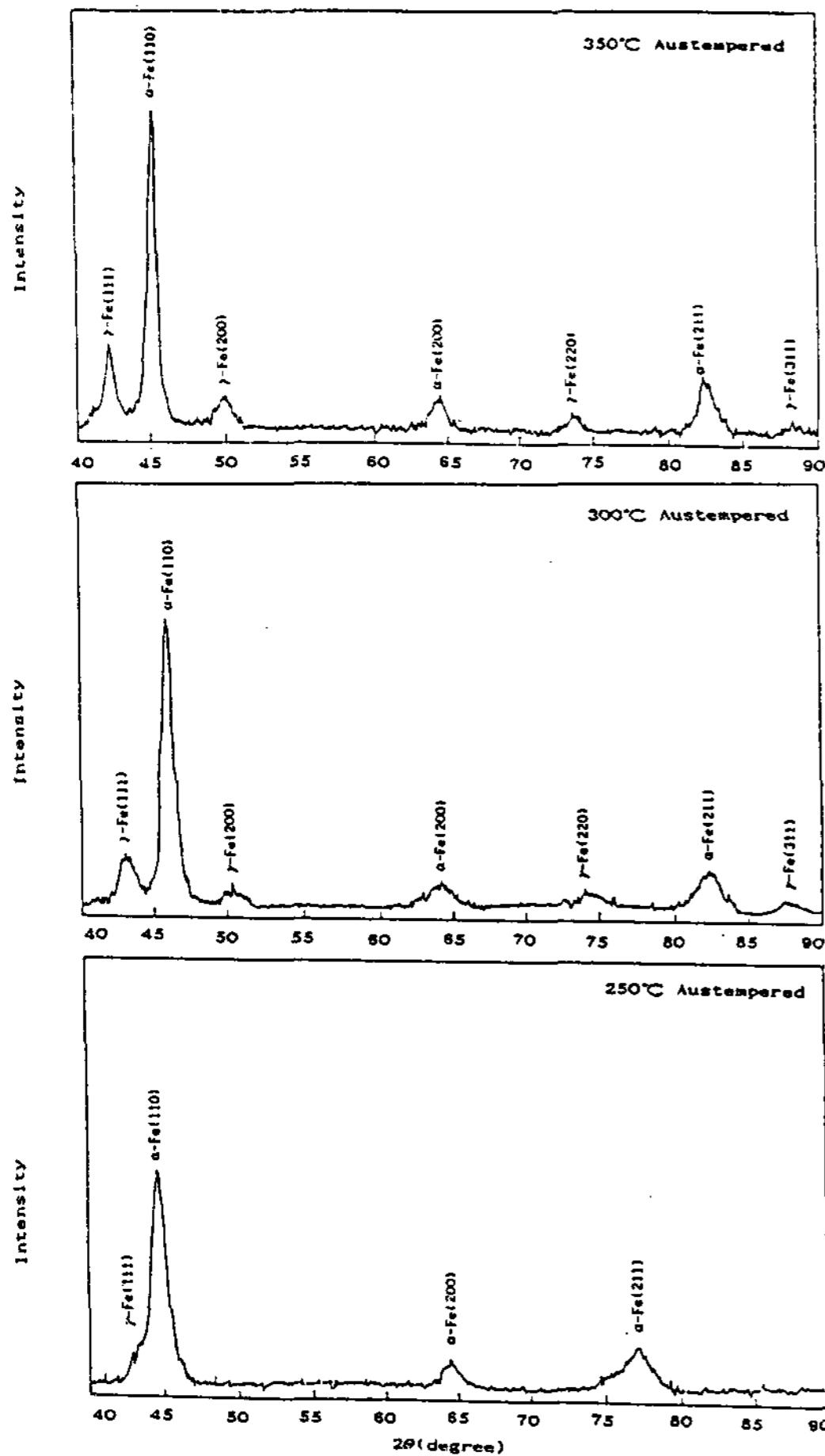


Fig. 7. Diffraction pattern of X-ray for alloyed Mo-Cu.

의한 베이나이트 생성시 탄소, Ni의 고용량이 적은 bainitic-ferrite상과 농도구배로 인한 오스테나이트상과의 합금농도 차이가 생겨서 베이나이트 기지조직에 강인성을 나타낸다고 생각되며 [15], 본 실험에서 사용한 Mo-Ni-Cu계는 페라이트 및 베이나이트 변태 개시점을 지연시켜 오스테م퍼링 처리가 용이하게 되었으며, 또한 베이나이트 변태시 잔류 오스테나이트가 페라이트와 탄화물로 반응을 억제함으로써, 기지조직의 취성화를 방지하여 강인[16]하게 하는데 충분한 효과를 가져오기 때문이라고 사료되었다.

Photo 2는 Ni-Cu-Mo계와 Mo-Cu계 구상흑연 주철의 주방상태와 오스테م퍼링한 시편의 파면을 나타내었다. Photo 2에서 주방상태의 파면은 전

형적인 벽개균열파면을 나타내었고, 250°C에서의 파면은 벽개균열면이 성장하다가 dimple의 연성면과 부딪혀 있음을 보여 주고 있다. 이는 저온에서는 탄소확산이 느리기 때문에 잔류 오스테나이트 중심부에 존재하는 탄소가 농축되지 못한 일부 오스테나이트가 상온으로 냉각도중 마르텐사이트로 변태되었고, 이 마르텐사이트는 파괴시 벽개균열면을 나타내나 주위에 존재하는 연성의 잔류 오스테나이트 부분의 dimple pattern과 벽개균열이 부딪침으로 나타나는 현상으로 사료되었다. 300°C 및 350°C로 오스테م퍼링 온도가 상승할수록 벽개균열면은 감소하였고 전형적인 dimple pattern의 연성파면이 증가하고 크기가 커지고 있음을 관찰할 수 있었다. 이는 오스테퍼

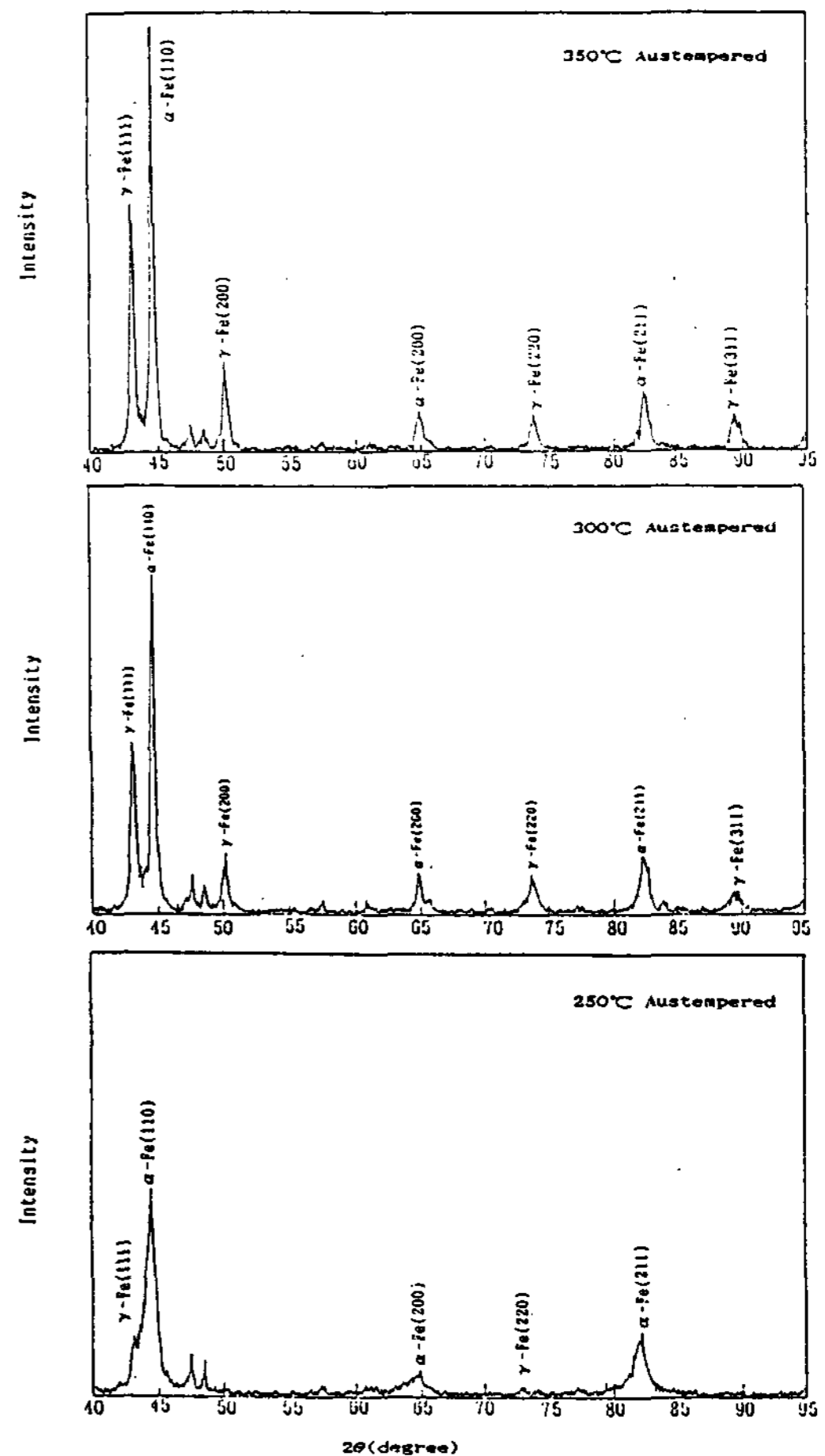


Fig. 8. Diffraction pattern of X-ray for alloyed Mo-Ni-Cu.



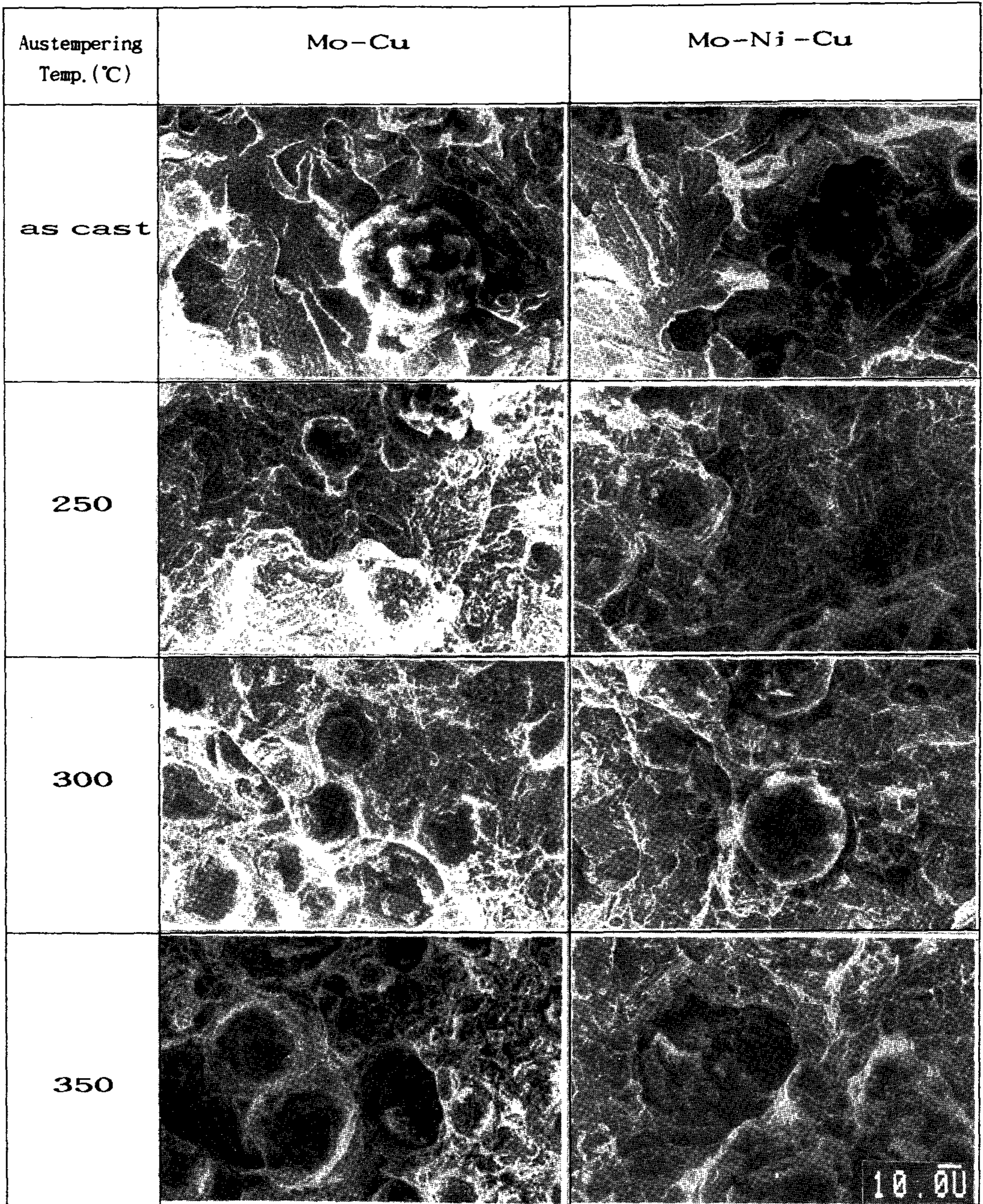


Photo 2. Fracture surface appearance of austempered ductile iron.



링 온도상승에 의한 잔류 오스테나이트량의 증가에 따른 것으로 사료되었다[17]. 이러한 현상은 오스템퍼링 온도가 상승함에 따라 더욱 뚜렷이 나타나고 있으나, 파면관찰 비교에 있어서는 Mo-Ni-Cu계와 Mo-Cu계의 현저한 차이를 발견할 수 없었다.

Fig. 9에는  $K_{IC}$ 와 충격값과의 관계를 나타내었는데, 오스템퍼링 온도에 따라 비례적인 경향을 나타내고 있음을 알 수 있었다.

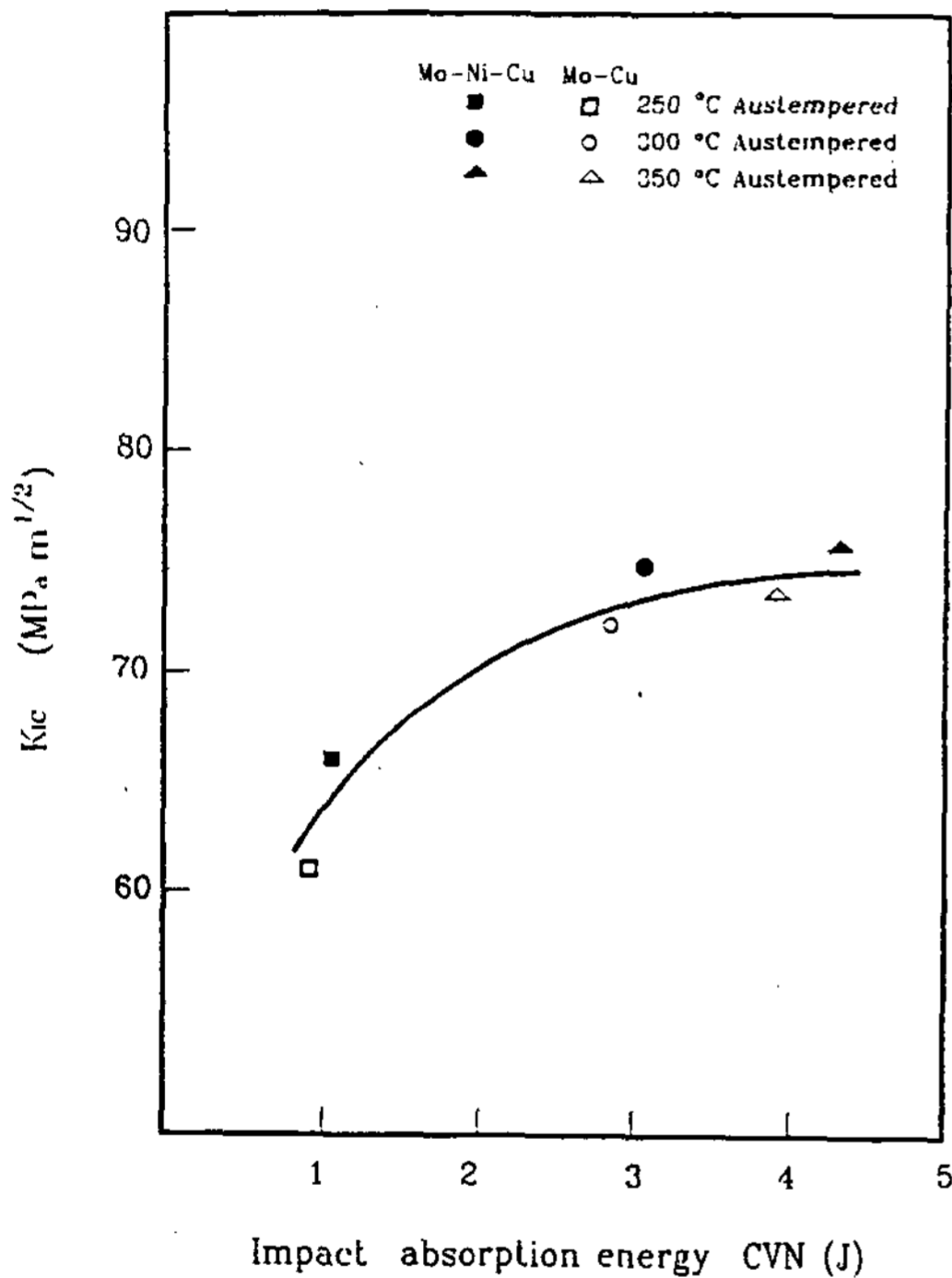


Fig. 9. Relation between fracture toughness and impact absorption energy of austempered ductile iron.

#### 4. 결 론

Mo-Cu계 및 Mo-Ni-Cu계 구상흑연주철을 900°C에서 오스테나이트화한 후 250°C, 300°C 및 350°C의 온도로 오스템퍼링 처리를 하여 기계적 성질과 파괴특성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 오스템퍼링한 구상흑연주철의 인장강도, 항복강도 및 경도는 Mo-Cu계와 Mo-Ni-Cu계 모두

오스템퍼링 온도가 상승함에 따라 감소하고, 연신을 및 충격치는 증가하며 Mo-Cu가 다소 높은 값을 나타내었다.

2) 잔류 오스테나이트량은 오스템퍼링 온도가 상승함에 따라 증가하며, Mo-Ni-Cu계가 다소 높은 값으로 350°C에서 잔류 오스테나이트량은 Mo-Ni-Cu계에서는 40%이며, Mo-Cu계에서는 34%를 나타내었다.

3) 평면변형 파괴인성치( $K_{IC}$ )는 오스템퍼링 온도가 상승하면 증가하는 것으로 350°C에서 오스템퍼링한 시편이 가장 높은 값을 나타내며, Mo-Ni-Cu계는 76MPa<sup>m<sup>1/2</sup></sup>이며 Mo-Cu계에서는 73MPa<sup>m<sup>1/2</sup></sup>이었다.

4) Mo-Cu계와 Mo-Ni-Cu계의 파괴특성을 비교하면 Mo-Ni-Cu계가 다소 우수함을 나타내었으며 오스템퍼링 온도가 상승할수록 벽개균열면은 감소하고 전형적인 dimple pattern의 연성파면이 증가하였다.

#### 참 고 문 헌

- [ 1 ] R. C. Voigt : Cast Metals, 2 (1989) 71
- [ 2 ] 鹽川忠 : 鑄物, 56 (1984) 362
- [ 3 ] 大出貞, 井川克也 : 鑄物, 58 (1986) 413
- [ 4 ] Z. Yicheng et al : Giesserei, 67 (1980) 206
- [ 5 ] Yuich Tanake, Katsuya Ikawa : IMONO, 48 (1976) 219
- [ 6 ] 田中, 正川 : 鑄物, 4 (1981) 187
- [ 7 ] 백승호, 강인찬 : 대한금속학회지, 27 (1989) 432
- [ 8 ] D. J. Moore, T. N. Rouns and K. B. Rundman : Trans. Am. Soc. Met., 4 (1985) 7
- [ 9 ] J. F. Janowak and R. B. Gundlach : AFS Trans., 91 (1983) 377
- [ 10 ] B. Kovacs : 2nd International Conference on ADI, Univ. of Michigan, (1986) 291
- [ 11 ] J. F. Janowak and R. B. Gundlach : AFS Trans., 92 (1982) 489
- [ 12 ] R. C. Voigt, H. Dhane and L. Eldoky : 2nd International Conference on ADI, Univ. of

- Michigan, (1986) 327
- [13] K. Rundman, T. Rouns and W. Dubensky, D. More : 2nd International Conference on ADI, Univ. of Michigan, (1986) 157
- [14] P. A. Blackmore and R. A. Harding : ASM Trans., 3 (1984) 310
- [15] 青山正治, 横井時秀, 小林俊郎 : 鑄物, 58 (1986) 200
- [16] 김창규, 최창욱 : 구조, 11 (1991) 228
- [17] G. Wilknsn and H. Yamamoto : Metal. Trans., 19A (1988) 319