

論 文

오스템퍼드 구상흑연주철의 파괴특성에 미치는 오스템퍼링 온도의 영향에 관한 연구

박준훈*, 강창룡**, 김창규**

Effect of Austempering Temperature on the Fracture Characteristics in Austempered Ductile Cast Iron

Jun-Hoon Park*, Chang-Yong** and Chang-Gyu Kim**

Abstract

This study was performed to investigate the effect of austempering temperature on the mechanical properties and fracture characteristics of the ductile cast iron with Cu, Mo and Cu, Mo, Ni.

The results obtained from this study are summarized as follows;

Microstructures of Cu-Mo and Cu-Mo-Ni ductile cast iron by austempering were obtained low bainite with some martensite at 250°C, mixture structure of upper and low bainite obtained at 300°C and upper bainite obtained at 350°C.

Tensile, impact and fracture toughness properties were remarkably controlled by retained austenite. With increasing austempering temperature, tensile and yield strength, hardness decreased, while the elongation and impact absorption energy, fracture toughness increased.

With adding Ni, tensile and yield strength increased and elongation, fracture toughness and impact absorption energy decreased.

Retained austenite increased with increasing austempering temperature and the fracture surface were shown mixture structure of fibrous and dimple. (Recieved February 10, 1995)

1. 서 론

구상흑연주철은 강에 가까운 높은 강도와 인성을 가지고 있을 뿐만 아니라 양호한 절삭성등의 많은 장점을 지니고 있기 때문에 각종 기계 및 자동차부품등에 이르기까지 폭넓게 사용되고 있다[1~5].

근년에 와서 각종 분야에서 제품의 고급화와 더불어 고강도, 고인성 및 내마모성등이 우수한 주철재료의 개발이 요구되고 있고, 이러한 요구에 부응하기 위해 새롭게 개발된 것이 구상흑연

주철을 향한 열처리하여 제조한 오스템퍼드 구상흑연주철이다.

오스템퍼드 구상흑연주철은 기지조직이 베이나이트화 되어 있기 때문에 강도와 인성의 조합이 우수하고, 내마모성이 향상되어 최근에는 자동차의 링 기어나, 피니언 재료등에 채택되고 있을 뿐만 아니라 다른 부품에도 많은 채택이 될 것으로 판단되어 그 수요는 더욱더 증가할 것으로 예상된다[6~8].

일본등의 선진 각국에서는 1980년초부터 주철의 오스템퍼링에 관한 연구를 시작하여 자동차

*현진공업주식회사(Hyunjin Industrial Co., LTd.)

**부산공업대학교(Pusan National University of Tech., Dept. of Met. Eng.,)

부품등에 부분적으로 실용화를 이루고 있는데 반하여 국내의 경우는 80년대 중반에 와서 오스텝퍼드 구상흑연주철에 대한 소개가 시작되어 지금까지 일부 연구가 진행되고 있지만 아직 실용화가 이루어 지지 않고 있는 실정이다.

지금까지 수행된 오스텝퍼드 구상흑연주철에 대한 연구를 살펴보면 합금원소 첨가 및 열처리 조건에 따른 기계적 성질변화와 조직변화에 관하여 주로 수행되어 왔고, 이들 연구결과에 의하면 오스텝퍼드 구상흑연주철에 고장력강에 필적할 만한 우수한 특성을 지니고 있으며, 더불어 오스텝퍼링 처리후 형상이나 치수의 변화 및 균열, 표면산화등이 발생되지 않아 정밀주조하거나, 기계가공한 완제품을 열처리할 수 있어 내마모성, 고강도 및 고인성등이 요구되는 부품에 널리 사용되고 있다고 보고되고 있지만[3~5] 합금원소와 열처리 조건변화를 동시에 연구한 논문은[9] 적다.

따라서 본 연구에서는 Ni, Cu 및 Mo가 첨가된 구상흑연주철과 Ni은 고가이기 때문에 가격이 증가한다는 측면에서 제조단가를 낮추기 위하여 Cu와 Mo만을 첨가한 구상흑연주철을 제조한 후 이를 오스텝퍼링 처리하였을 때 오스텝퍼링 처리 온도변화가 미세조직, 기계적 성질 및 파괴특성에 미치는 영향을 체계적으로 조사하여 오스텝퍼드 구상흑연주철 제조에 관한 기초자료를 얻고자 한다.

2. 실험방법

2.1 시 료

본 실험에 사용된 Cu-Mo 및 Ni-Cu-Mo계 구상흑연주철은 용량이 100kg인 고주파유도용해로에서 주물용 선철과 강고철을 사용하여 용해한 후 전기동과 금속 Ni, Fe-Mo을 사용하여 소정의 목표성분을 만든 다음 미리 예열하여 준비해둔 레이드에 출탕하면서 Fe-Si-Mg(5%)합금을 사용하여 샌드위치법에 의해 구상화 처리 후 Fe-Si계 접종제로 후 접종하여 Y블럭형 CO₂주형에 주입하여 얻었다. 얻어진 Y블럭의 하부를 절단하여 인장, 충격 및 평면변형 파괴 인성 시편을 제작하여 실험하였다. 이때 얻어진 시료의 화학성분을 Table 1에 나타내고 주방상태의 기조직 분석 결과를 Table 2에 나타내었다.

한편 이와같이 제작된 각 시험편의 오스텝퍼링 열처리는 Fig. 1과 같이 900°C에서 2시간 오스테나이트화 처리후 800°C까지 공냉한 다음 350°C, 300°C 및 250°C로 유지되어 있는 염욕중에 신속히 담금질하여 각각 1시간 동안 오스텝퍼링 처리한 다음 공냉하였다.

2.2 실험방법

구상흑연주철의 주방상태 및 오스텝퍼링 처리한 후의 미세조직관찰은 주사전자현미경을 사용하여 관찰하였고, 또한 파괴 인성시험에 의해 판단된 파단면도 주사전자현미경으로 관찰하였다.

Table 1. Chemical composition of specimen(wt.%)

Comp Spec.	T.C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Mo	Ni
Cu-Mo	3.48	2.54	0.21	0.02	0.009	0.022	0.72	0.23	-
Ni-Cu-Mo	3.47	2.51	0.23	0.03	0.01	0.04	0.55	0.23	0.99

Table 2. Structure analysis of ductile cast iron matrix in as cast

Specimen	Ferrite (%)	Pearlite (%)	Graphite (%)	Average Diameter of Graphite Nodule(mm)	Number of Graphite Nodule(#/mm ²)
Cu-Mo	20.8	67.12	12.08	0.0356	62
Ni-Cu-Mo	16.7	68.44	14.86	0.0456	96

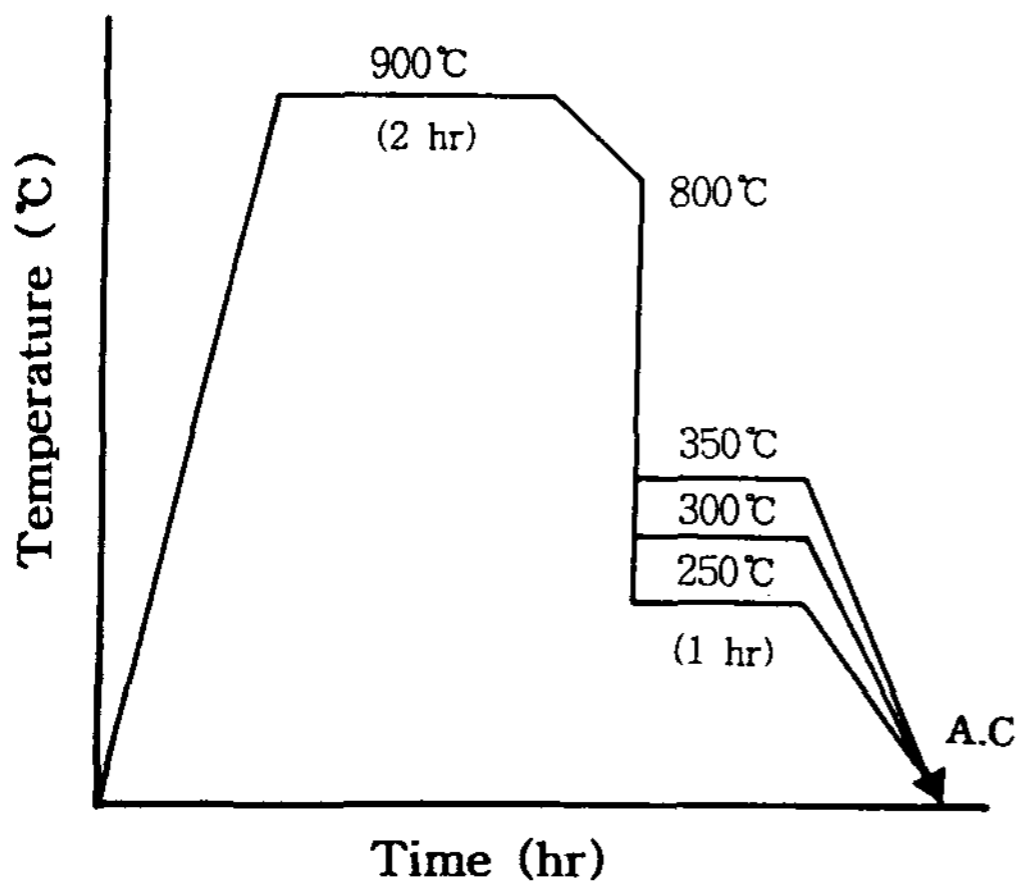


Fig. 1. Heat treatment cycle for austenitizing and austempering of ductile cast iron

또한 기계적성질을 조사하기 위한 인장실험은 인장시험기에서 2mm/min.의 변형속으로 인장시험하여 인장성질을 구하였고, 충격시험은 샤르피형 충격 시험기(PW50K-ES21)를 사용하여 상온에서 실시하여 충격흡수에너지를 구하였으며 경도시험은 브리넬 경도 시험기를 사용하여 5회 이상 측정한 다음 평균하여 구하였다.

한편, 파괴 인성시험은 파괴인성시험편의 노치부 선단에 피로시험기(Share Western Co., DI2500A, 10T)를 사용하여 10Hz 사인파로 1.3mm크기의 미소크랙을 만든 후 COD게이지를 부착하여 인장시험기(Instron 1334, 50T)로서 파단시켰고, 하중-균열 개구변위(P-COD)곡선은 증폭기를 통한 X-Y기록계를 사용하여 얻었으며 ASTM E-399 규격에 따라 평면 변형 파괴 인성치(K_{IC})를 구하였다.

또한 오스템퍼링 처리한 시료의 잔류 오스테나이트량은 X선 회절기(Rigaku, D-Max II A)에서 Mo-K α 선을 사용하여 30KV, 25mA에서 0.5°/min. 속도로 주사하여 회절선도를 얻은 후 잔류 오스테나이트와 페라이트(베이나이트)의 피크로부터 밀러법을 따라서 구하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 오스템퍼링 온도변화에 따른 미세조직관찰
Cu와 Mo을 첨가한 구상흑연주철과 Cu와 Mo에 Ni이 첨가된 구상흑연주철의 주방상태 조직

과 여러 온도에서 오스템퍼링 처리하였을 때 얻은 미세조직을 주사 전자현미경에 의해 조사하여 Photo. 1에 나타내었다.

Photo. 1의 a)는 주방상태의 조직을 나타낸 것이고 b), c) d)는 a)의 주방상태 조직을 갖는 Cu, Mo 및 Cu, Mo, Ni이 첨가된 시료를 여러 온도에서 오스템퍼링 처리하였을 때 얻은 조직을 나타낸 것이다.

이 그림에서 알 수 있는 바와 같아 a)의 주방상태에서는 두 시료 모두 구상흑연 주위에 소량의 페라이트가 존재하고 있는 퍼얼라이트 기지조직으로 된 불즈아이(bull's eye)조직으로 이루어진 전형적인 구상흑연주철 조직임을 알 수 있다.

b)는 250°C에서 오스템퍼링 처리하였을 때 얻어진 조직으로서 다소의 마르텐사이트를 갖는 베이나이틱 페라이트와 소량의 잔류 오스테나이트 조직으로 이루어져 있고 300°C에서 오스템퍼링 처리한 c)에서는 사진 b)에서와 비슷하게 베이나이틱 페라이트와 잔류 오스테나이트가 존재하고 있지만 잔류 오스테나이트의 양이 많이 존재하고 있음을 알 수 있다. 350°C에서 오스템퍼링 처리한 d)에서는 베이나이틱 페라이트의 lath는 더욱더 넓어지고 있고, 베이나이틱 페라이트와 잔류 오스테나이트의 간격이 더욱 넓어진 상부베이나이트 조직과 비교적 많은 양의 잔류 오스테나이트로 이루어져 있음을 알 수 있다.

또한 Ni이 첨가된 시료의 경우가 베이나이틱 페라이트의 lath는 가늘고 길어지는 동시에 lath간의 간격이 좁아지고 있으며, 잔류 오스테나이트량도 적어지고 있음을 알 수 있다.

이상의 현미경조직관찰에서 알 수 있는 결과는 오스템퍼링 처리에 의해 구상흑연주철의 기지조직이 베이나이트 조직으로 변태되어지며 오스템퍼링 처리온도가 증가할수록 잔류 오스테나이트량이 많아지고 있으며, 오스템퍼링 처리온도가 250°C인 경우에는 하부베이나이트가 생성되고, 300°C인 경우에는 하부베이나이트와 상부베이나이트가 혼합된 조직이 생성되며, 오스템퍼링 처리온도가 350°C가 되면 상부베이나이트가 생성되어지고 있음을 알 수 있다.

이와같이 오스템퍼링 처리온도가 달라짐에 따라 변태 생성되는 기지조직이 달라지는데 기인되어 기계적 성질 및 파괴특성이 달라질 것으로 예

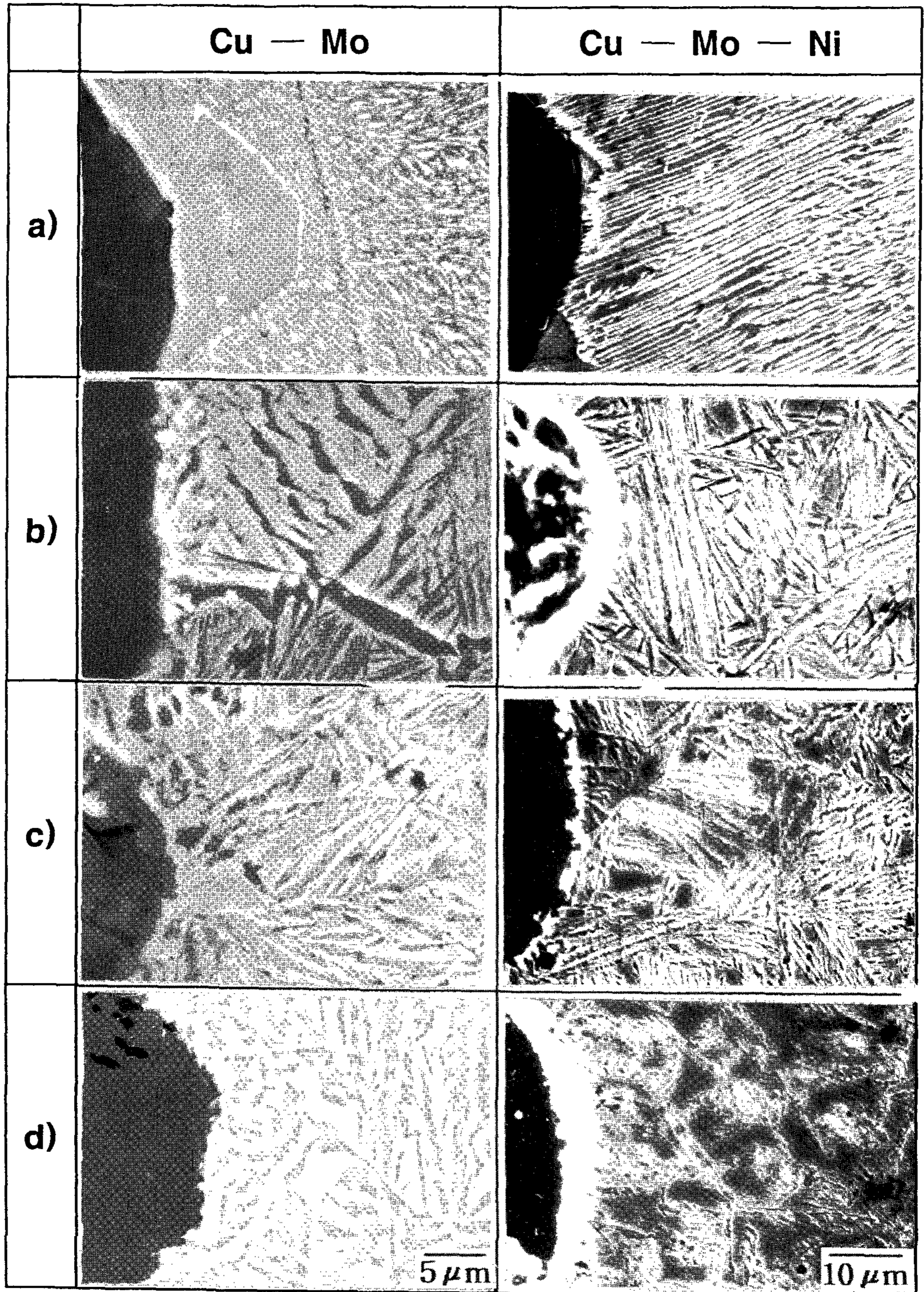


Photo 1. SEM micrographs of Cu-Mo and Cu-Mo-Ni ductile cast iron a) as cast b) 250°C, austempered c) 300°C, austempered d) 350°C, austempered

상되어 오스테퍼링 처리 온도변화에 따른 기계적 성질변화를 조사하였다.

3.2 기계적 성질에 미치는 오스테퍼링 온도의 영향

Fig. 2는 Cu-Mo 및 Cu-Mo-Ni 구상흑연주철을 오스테퍼링 처리를 한 후 인장시험하였을 때 얻은 인장성질을 오스테퍼링 온도에 대하여 나타낸 것이다.

두 시료 모두 오스테퍼링 처리 온도가 증가함에 따라 인장강도와 항복강도는 감소하고 있는데 반하여 연신율은 증가하고 있다. 또한 오스테퍼링 처리에 의해 인장강도 및 항복강도는 주방상태보다는 높아지며, 연신율은 250°C에서 오스테퍼링 처리하면 주방상태보다는 다소 낮아지지만 300°C 및 350°C에서는 높아지고 있다. 이와 더불어 Ni이 첨가되어진 시료의 경우가 인장강도, 항복강도는 약간 높고 연신율은 낮다. 이와같이 주방상태보다는 오스테퍼링 처리에 의해 인장강도, 항복강도 및 연신율이 높아지는 이유는 오스테퍼링 처리에 의해 기지조직이 베어나이트로 변태되어 강도와 연성의 조합이 개선되기 때문이며 [6~7] 오스테퍼링 온도가 증가함에 따라 인장강도, 항복강도가 감소하고 연신율이 증가하는

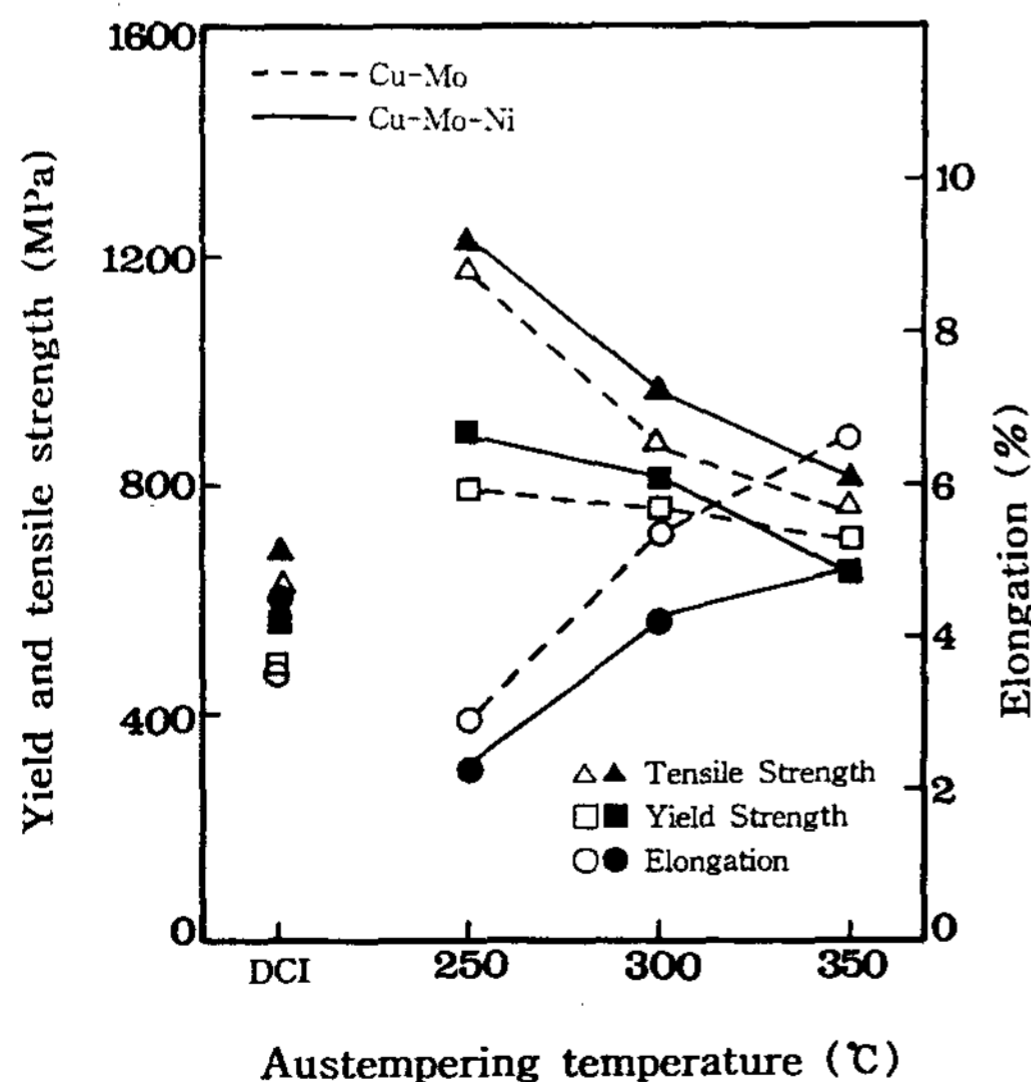


Fig. 2. Effect of austempering temperature on the tensile properties in Cu-Mo and Cu-Mo-Ni ductile cast irons

이유는 오스테퍼링 처리온도가 증가함에 따라 변태 생성되는 베이나이틱 페라이트 lath가 길어지면서 잔류 오스테나이트의 양이 많아지고 또한 오스테퍼링 처리온도가 증가할수록 베이나이틱 페라이트 사이에 있는 오스테나이트로 탄소원자가 확산해 감으로서 오스테나이트내 탄소의 농도가 높아지는데 기인되어 오스테나이트의 안정도가 증가하기 때문이라 생각된다[10].

Fig. 3과 Fig. 4는 Cu-Mo 및 Cu-Mo-Ni 구상흑연주철의 주방상태 및 오스테퍼링 처리후 얻은 경도값과 충격흡수에너지값을 오스테퍼링 처리 온도에 대하여 나타낸 것이다.

오스테퍼링 처리온도가 증가함에 따라 경도값은 낮아지고 있지만 충격흡수에너지는 증가하고 있다. 또한 오스테퍼링 처리를 하면 주방상태보다는 경도 및 충격흡수에너지는 높아지고 있음을 알 수 있다.

또한 Ni이 첨가된 시료의 경우는 경도값은 차이가 없지만 충격흡수에너지는 Ni이 첨가되지 않은 경우보다 낮다.

이와같이 오스테퍼링 처리온도가 증가함에 따라 경도값이 낮아지고 충격흡수에너지가 증가하는 이유는 오스테퍼링 처리온도가 증가함에 따라

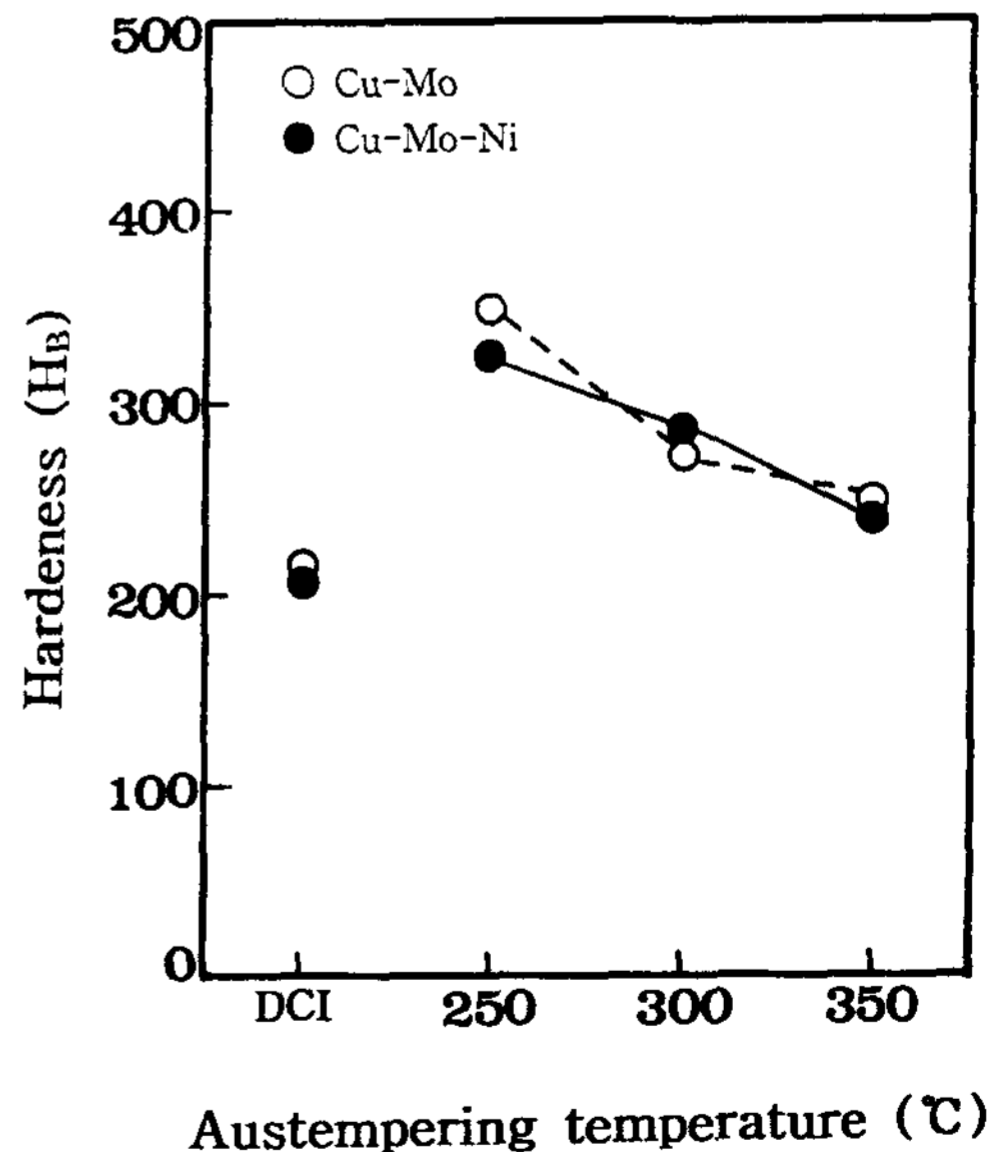


Fig. 3. Effect of austempering temperature on the hardness in Cu-Mo and Cu-Mo-Ni ductile cast irons

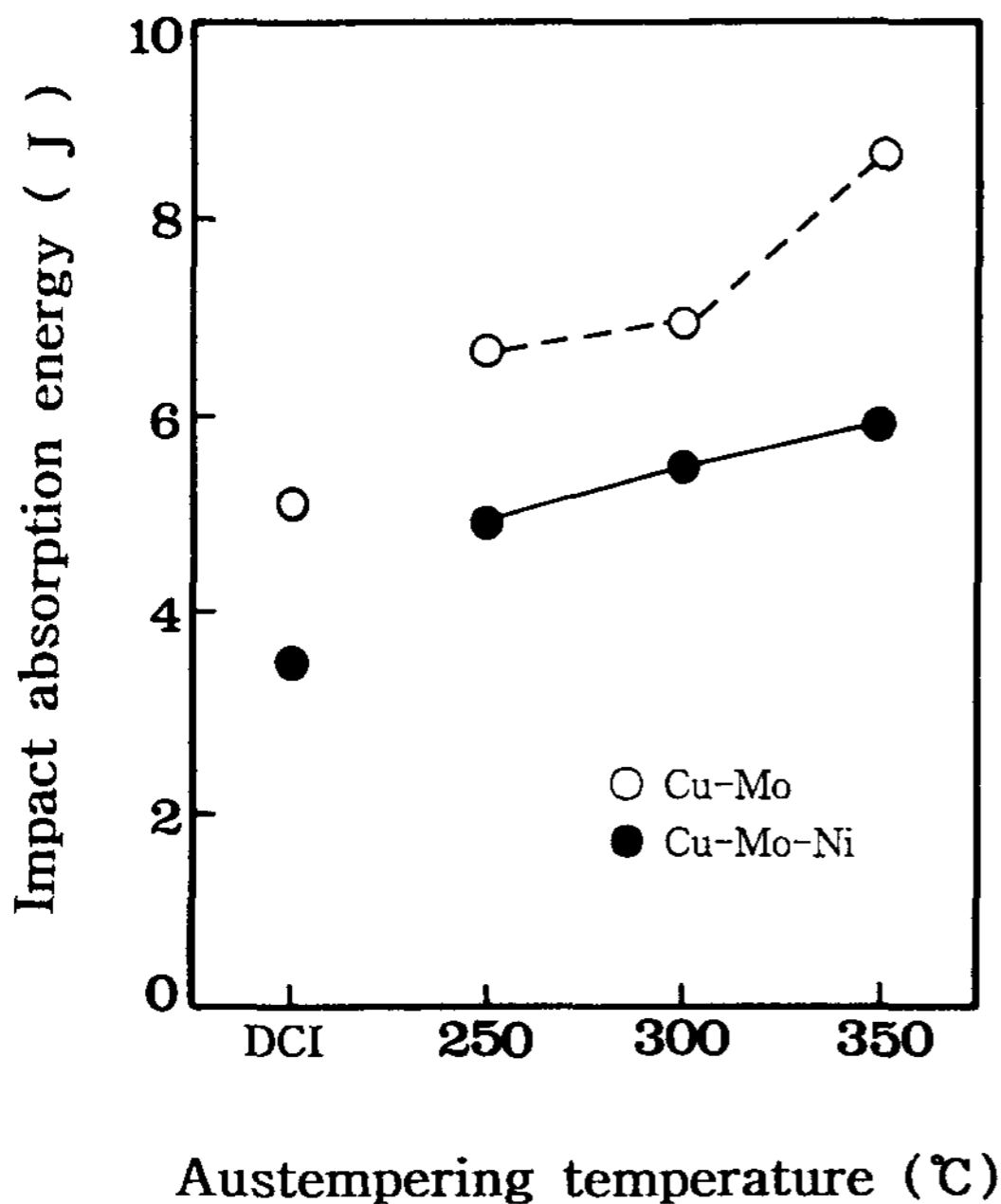


Fig. 4. Effects of austempering temperature on the impact absorption energy in Cu-Mo and Cu-Mo-Ni ductile cast irons

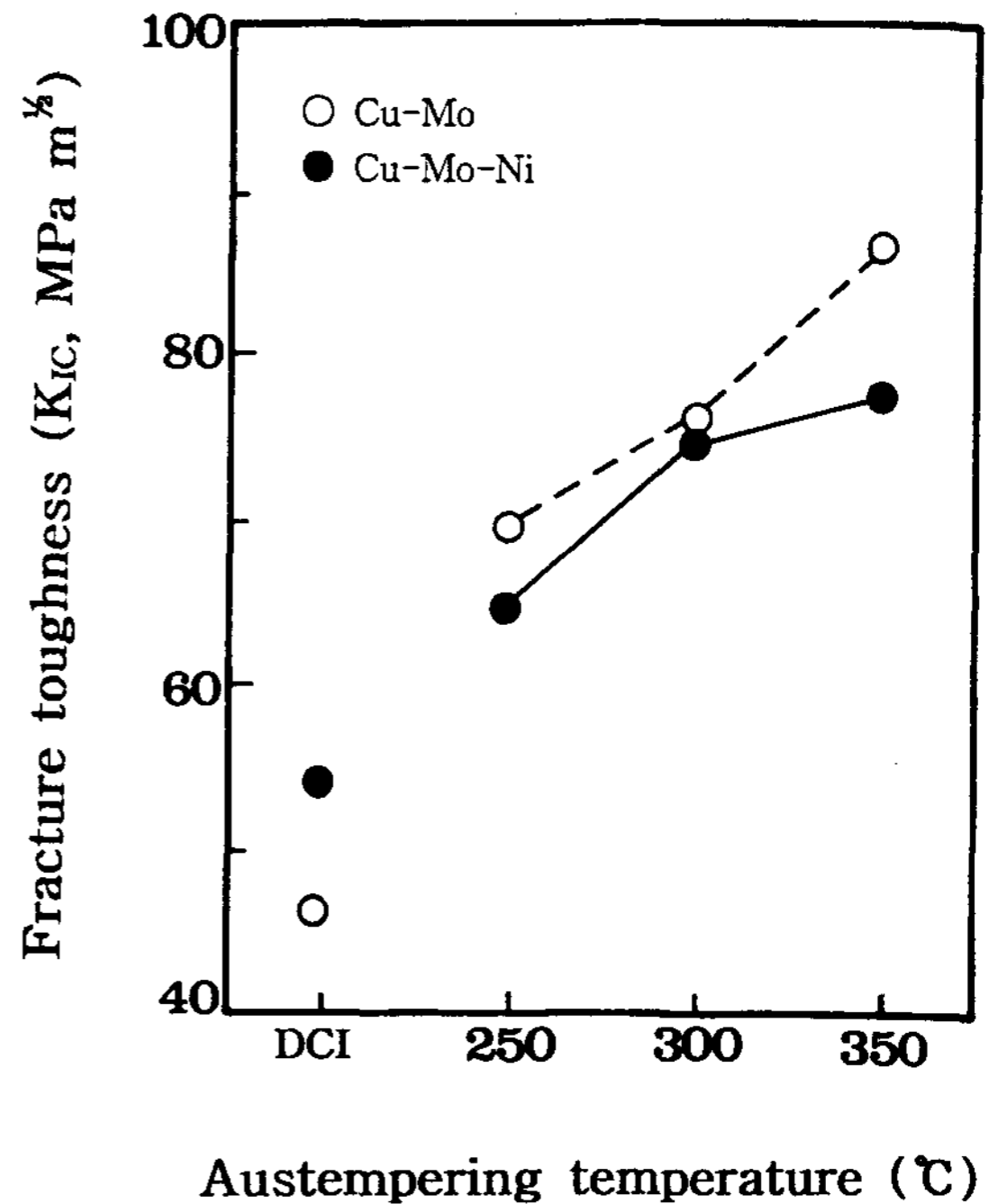


Fig. 5. Relationship between fracture toughness value and austempering temperature of austempered ductile cast irons

잔류 오스테나이트량이 증가할 뿐만 아니라, 베이나이틱 페라이트 사이에 존재하고 있는 잔류 오스테나이트내 탄소함량이 증가하는데 기인되어 오스테나이트의 안정도가 증가하는데 있다고 생각된다.

또한 Ni이 첨가된 시료의 경우가 인장강도값이 높고 연신율과 충격흡수에너지가 낮아지는 이유는 이전의 현미경조직사진에서 알 수 있는 바와 같이 잔류 오스테나이트의 량이 작고, 또한 Ni이 첨가됨으로서 고용강화되는 효과가 있기 때문이라 생각된다.

3.3 파괴특성에 미치는 오스템퍼링 온도의 영향

Fig. 5는 Cu-Mo 및 Cu-Mo-Ni 구상흑연주철의 주방상태 및 오스템퍼링 처리후 파괴 인성 시험하였을 때 얻은 파괴 인성값을 오스템퍼링 처리온도에 따라 나타낸 것이다.

이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 두시료 모두 오스템퍼링 처리온도가 증가함에 따라 파괴 인성값이 증가하고 있음을 알 수 있고, 오스템퍼링 처리에 의해 주방상태보다는 파괴 인성값이

증가하고 있음을 알 수 있다.

또한 Ni이 첨가되어진 시료의 경우, 주방상태에서는 파괴 인성값이 높지만 오스템퍼링 처리에 의해서 파괴 인성값이 낮아지고 있음을 알 수 있다.

주철의 파괴 인성에 관한 연구를 수행한 Smith[13]와 Gundlach[1]등에 의하면 페라이트-퍼얼라이트기지 또는 템퍼링된 마르텐사이트 기지조직을 갖는 구상흑연주철보다 오스템퍼링 처리된 구상흑연주철의 경우가 강도와 인성의 조합이 훨씬 더 우수하기 때문에 파괴 인성값이 높다고 보고되고 있다.

본 실험에서도 주방상태보다는 오스템퍼링 처리한 경우와 오스템퍼링 처리온도가 증가함에 따라 파괴 인성값이 증가하는 이유는 오스템퍼링 처리온도가 증가함에 따라 잔류 오스테나이트량이 증가함과 더불어 오스테나이트의 안정도가 증가하는데 기인되어 강도와 연성의 조합이 우수하게 되어 파괴 인성값이 높아진다고 생각된다.

한편, 본 실험에서는 오스템퍼링 처리온도가 각각 다른 시험편으로부터 최대하중을 측정하여

초기단계의 선형구역기울기보다 5% 낮은 기울기의 직선과 선도의 교점에서 하중값(Pa)을 구한 후 이때 계산된 파괴 인성값(K_{IC})를 얻었다.

Fig. 6는 오스테퍼링 처리한 두 시료의 충격흡수에너지와 파괴 인성값과의 상호관계를 알아보기 위하여 나타낸 것이다. 이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 충격흡수에너지와 파괴 인성값 사이에는 거의 직선적인 비례관계가 성립되고 있다.

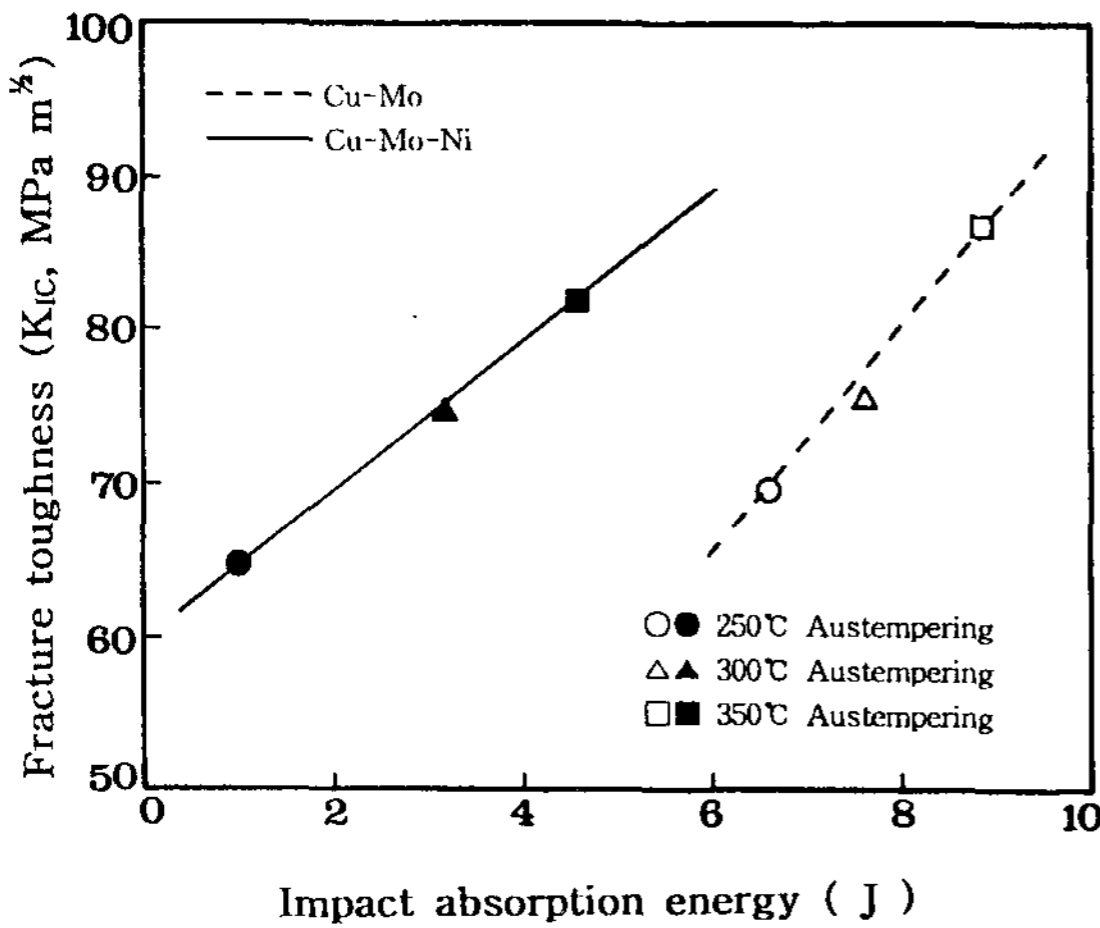


Fig. 6. Relationship between fracture toughness and impact absorption energy of austempered ductile cast irons

3.4 파괴특성에 미치는 잔류 오스테나이트의 영향

앞의 연구결과에서 오스테퍼링 처리온도가 달라짐에 따라 변태 생성되는 조직이 달라져서 기계적 성질 및 파괴특성이 변화됨을 알 수 있었다. 이러한 기계적 성질 및 파괴특성이 변화되는 주 원인은 주로 잔류 오스테나이트에 기인되는 것으로 예상되어 잔류 오스테나이트와 파괴특성과의 관계를 조사하였다.

Fig. 7은 Cu-Mo 및 Cu-Mo-Ni 구상흑연주철을 여러 온도에서 오스테퍼링 처리한 후 X선 회절 시험하였을 때 얻어진 회절선도를 나타낸 것이다.

오스테퍼링 처리온도가 높아질수록 (200) 및 (311)면 γ -Fe의 회절피크강도가 높아지고 또한 피크의 폭이 넓어지는 것으로 보아 잔류 오스테나이트의 양이 증가하고 있음을 알 수 있다. 또

한 Ni이 첨가된 b)의 경우가 a)보다는 γ -Fe의 피크 크기가 작고 폭이 좁게 나타나는 것으로 보아 잔류 오스테나이트량은 작아지고 있음을 알 수 있다.

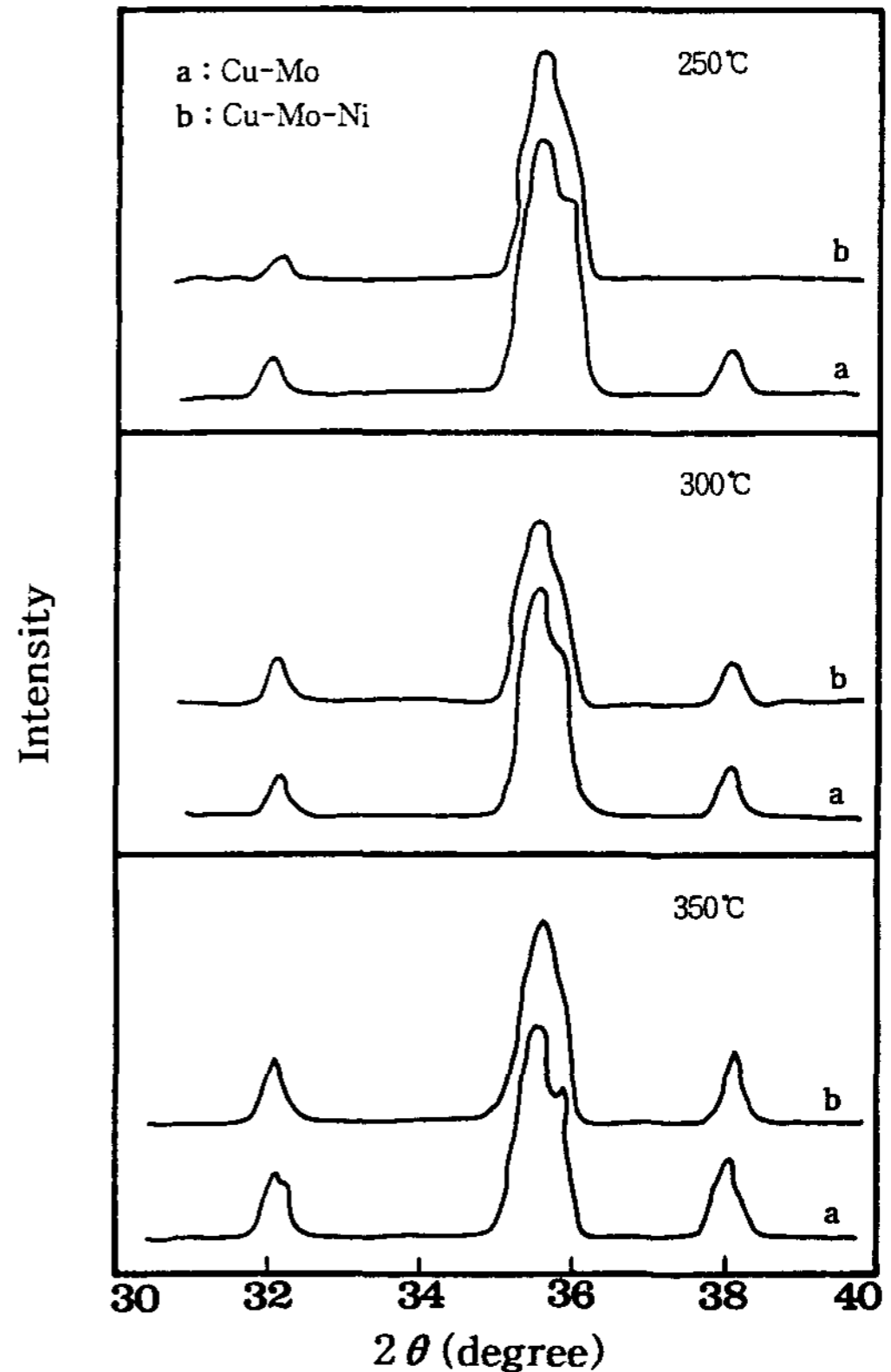


Fig. 7. X-Ray diffraction patterns obtained by austempering at various temperature in Cu-Mo and Cu-Mo-Ni austempered ductile cast iron

Fig. 8은 오스테퍼링 처리한 시료의 잔류 오스테나이트량과 파괴 인성값을 오스테퍼링 처리온도에 따라서 나타낸 것이다. 두시료 모두 오스테퍼링 처리온도가 증가할수록 잔류 오스테나이트의 량과 파괴 인성치가 서로 비슷한 경향으로 높아지고 있음을 알 수 있다.

Fig. 9는 오스테퍼링 처리한 시료의 파괴 인성치와 충격흡수에너지를 잔류 오스테나이트량에 대하여 나타낸 것이다.

파괴 인성치와 충격흡수에너지는 잔류 오스테나이트가 증가함에 따라 거의 직선적으로 증가하

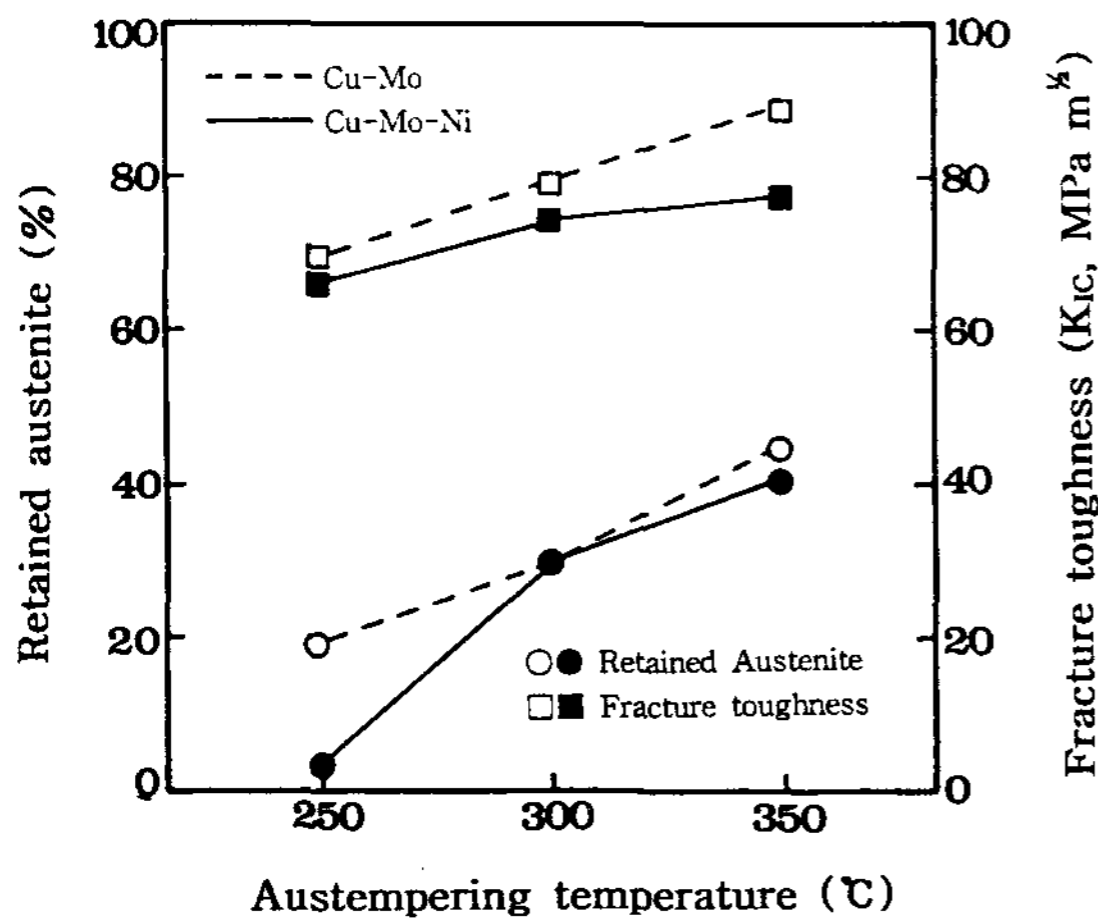


Fig. 8. Relationship between retained austenite and fracture toughness value of austempered ductile cast irons

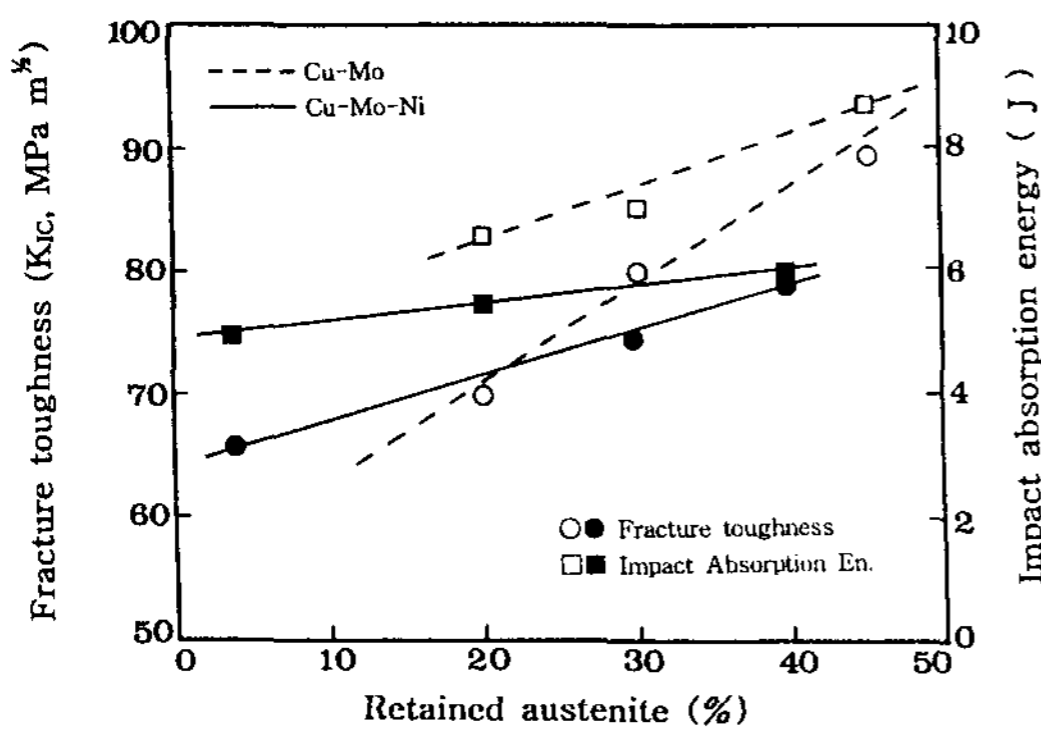


Fig. 9. Relationship between retained austenite, fracture toughness value and impact absorption energy of austempered ductile cast irons

고 있음을 알 수 있다.

이러한 결과로부터 알 수 있는 것은 파괴 인성과 충격흡수에너지는 잔류 오스테나이트와 밀접한 상호관계가 성립되고 있음을 알 수 있다.

따라서 오스테퍼링 처리온도가 증가함에 따라 충격흡수에너지가 증가하고 파괴 인성치가 높아지는 주원인이 잔류 오스테나이트량이 증가하는데 있음을 알 수 있다.

Photo. 2는 방상태 및 오스테퍼링 처리한 시료를 파괴 인성 시험하였을 때 파단된 파단면을 주사전자현미경에 의해 나타낸 것이다. 두 시료

공히 주방상태인 a)에서는 river pattern의 벽개 파면 양상을 나타내고 있으며 오스테퍼링 처리온도가 250°C인 사진 b)에서는 의사벽개(Quasi cleavage)파면에 섬유상파면이 약간 혼합된 양상을 나타내고 있으며 오스테퍼링 처리온도가 300°C와 350°C인 사진 c)와 d)에서는 구상흑연 주위에 약간의 섬유상과 딴플(dimple)상이 혼합된 연성파면양상을 나타내고 있다.

구상흑연주철에서 기지조직이 오스테퍼링 처리에 의해 균일한 베이나이트와 잔류 오스테나이트로 되면 시편내에서 파괴균열의 전파가 일정한 톱니모양의 요철을 형성하며 전파되기 때문에 시편내 균열이 생성되어도 전파속도가 지연되어 파단면은 섬유상과 딴플상으로 나타나고 파괴 인성치가 증가한다고 알려져 있다[14~15].

본 실험에서도 주방상태보다는 오스테퍼링 처리를 실시하거나 또는 오스테퍼링 처리온도가 증가함에 따라 연신율이 증가하고, 충격흡수에너지 및 파괴 인성치가 증가하는 것은 기지조직이 베이나이트로 되면서 강도와 연성의 조합이 우수하여 질 뿐만 아니라 잔류 오스테나이트량이 증가되므로 시편내의 파괴균열전파가 요철모양을 형성하면서 진행되기 때문에 균열의 전파속도가 지연되는데 있다고 생각된다.

4. 결 론

Cu-Mo 및 Cu-Mo-Ni을 함유시킨 구상흑연주철의 오스테퍼링 처리시 오스테퍼링 처리온도가 기계적 성질 및 파괴특성에 미치는 영향을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 오스테퍼링 처리된 Cu-Mo 및 Cu-Mo-Ni 구상흑연주철의 현미경조직은 오스테퍼링 온도가 250°C인 경우에는 미소량의 마르텐사이트를 갖는 하부베이나이트가 나타나고, 300°C인 경우에는 상부베이나이트와 하부베이나이트가 혼합된 조직이 나타나며, 350°C인 경우에는 상부베이나이트 조직이 나타났다.

2) 인장, 충격 및 파괴 인성은 주로 잔류 오스테나이트량에 지배되었고, 오스테퍼링 처리온도가 증가할수록 항복강도, 인장강도 및 경도값은 감소하고 있는데 반하여 연신율, 충격흡수에너지, 파괴 인성치는 증가하였다.

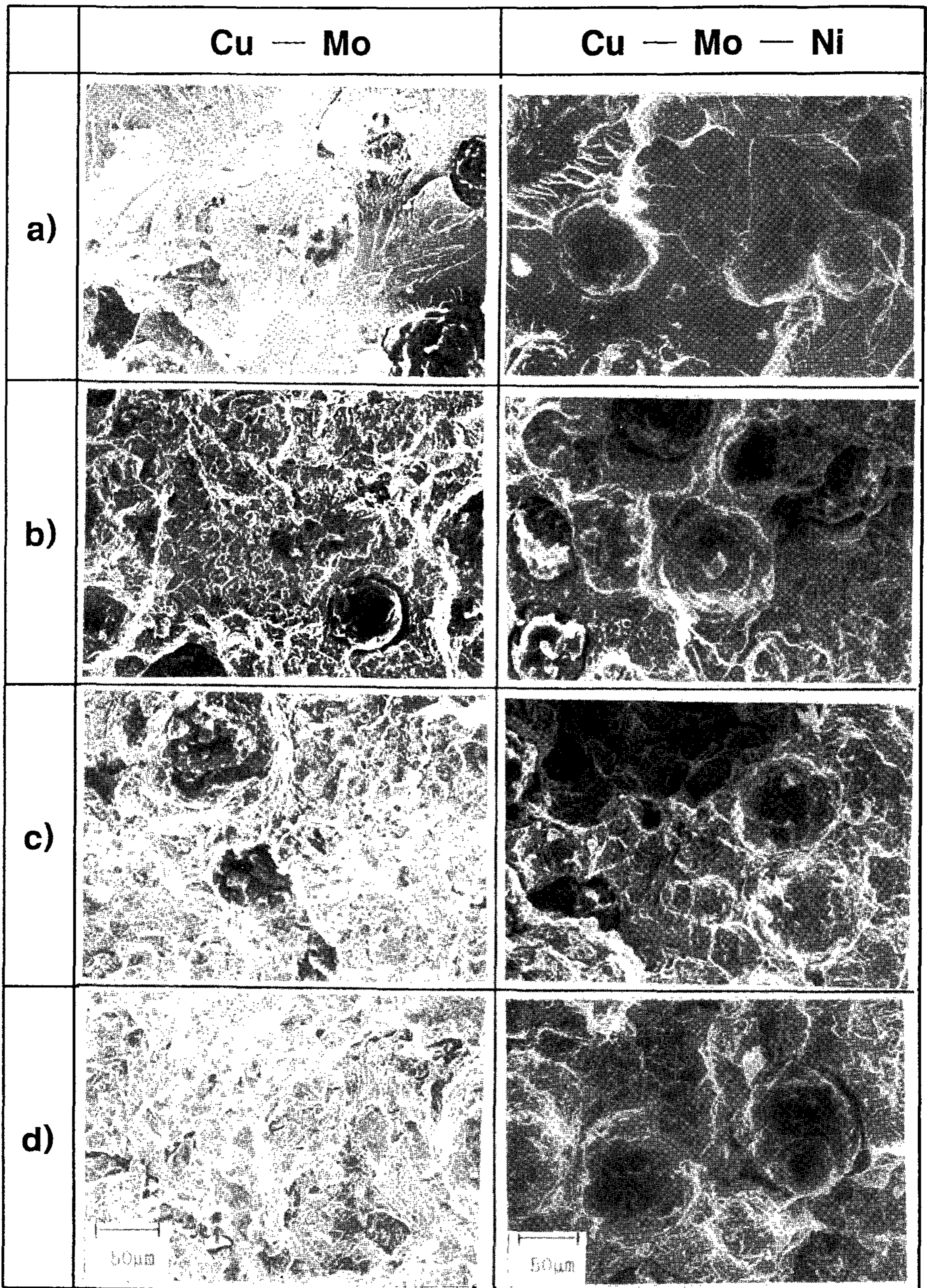


Photo 2. SEM micrographs of fracture surface in Cu-Mo and Cu-Mo-Ni ductile cast iron
a) as cast b) 250°C, austempered c) 300°C, austempered d) 350°C, austempered

3) Ni이 첨가되어짐에 따라 인장강도, 항복강도는 증가하지만 연신율, 파괴 인성치 및 충격흡수에너지는 감소하였다.

4) 오스템퍼링 처리온도가 증가할수록 잔류 오스테나이트량은 증가하였고, 또한 파단면은 섬유상과 덩플상이 혼합된 연성파면을 나타내었다.

후 기

본 논문은 주조공학회 1993년도 연구비지원에 의하여 연구되었으며, 이에 감사의 뜻을 표합니다.

참고문헌

- [1] R. F. Janowak and R. B. Gundlach : American society for metals, Vol. 4 (1985)
- [2] R. C. Voigt and C. R. Loper : American society for metals, Vol.3 (1984) 291.
- [3] 鹽川忠 : 素形材, Vol.2 (1985) 1.
- [4] T. Kobayashi and H. Yamamoto : Metallurgical Trans., Vol. 19A (1988) 319.
- [5] 址谷慎一郎等 : 鑄物, 58, 12 (1986) 885.
- [6] J. Nath and Y. Telang : 2nd International Conference on ADI, Univ of Michigan, (1986) 117.
- [7] G. Wikinson and C. Grupke : 2nd International Conference on ADI, Univ of Michigan, (1986) 349.
- [8] A. Holtz, R. Bapat and H. Critchfield : International Conference on ADI, Univ of Michigan, (1986) 359.
- [9] D. J. Moore, T. N. Rouns and K. B. Rundman : Trans. Am. Soc. Met., Vol. 4, No. 1 (1985) 7.
- [10] J. F. Janowak, R. B. Gundlach : AFS Trans. Vol. 91 (1983) 377.
- [11] G. S. Gole : in source book on ductile iron, 162, (1977) Metals park, OH, American society for metals.
- [12] G. E. Dieter : 'Mechanical Metallurgy', 264 (1986), New York, Mcgraw-Hi 11.
- [13] S. R. Holdsworth and G. Jolley : In 'The Metallurgy of cast Iron', (ed. B. Luxetal), 809-925; (1975) St. Spharin, Switzerland, Geargi Publishing.
- [14] G. Sandoz, H. Bishop and W. Pellini : Trans, ASM, 45 (1954) 418.
- [15] R. C. Voigt, H. Dhane and L. Eidoky : 2nd International Conference on ADI, Univ. of Michigan, (1976) 327.