

論 文

# 오스템퍼드球狀黑鉛鑄鐵의 殘留오스테나이트 組織에 미치는 合金元素 및 热處理溫度의 影響에 관한 研究

김덕률\*, 천병욱\*, 김창규\*\*, 최창옥\*

## Effect of Alloying Elements and Heat Treatment Temperatures on the Retained Austenite of Austempered Ductile iron

Deog-Ryul Kim\*, Byung-Wook Cheon\*  
Chang-Gue Kim\*\* and Chang-Ock Choi\*\*

### Abstract

Retained austenite in matrix of austempered ductile iron has been well-known as a parameter in controlling mechanical properties, but investigation to obtain quantitative relationship with mechanical properties lack. Therefore, this study executed austempering treatment at various temperatures on ductile iron alloyed with Mo, Ni, Cu. In consequence, microstructure of retained austenite transformed coarse, and quantity increased according as austempering temperature increased. After heat-treatment, microstructure of specimen alloyed with Ni was fine, and toughness improved. At austempering temperature up to 400°C, carbide precipitation started in retained austenite. In consequence, afforded cause of hardness increase, a lot of increase did not arise for coarse structure.

### 1. 서 론

오스템퍼드구상흑연주철은 합금강에 필적 할 만한 고강도, 내충격성, 연신율 및 내마모성을 갖고 있으면서 열처리 후에도 형상이나 치수의 변화가 거의 없어 정밀주조하거나 기계 가공한 제품을 열처리 할 수 있어 치차<sup>1)</sup>나 자동차용 하이포이드 기어<sup>2)</sup>, 피니온<sup>3)</sup>, 스프라켓<sup>4)</sup>의 소재로서 실용화가 되고 있으므로 기계구조용부품, 자동차부품등 그 수요가 확대될 전망이다.<sup>4)~5)</sup>

그러나 오스템퍼드구상흑연주철은 항온변태 처리를 실시하므로 두꺼운 제품에 대하여 질량효과를 감소하고, 또한 재료자체의 강인화를 위한 방법으로서 합금원소를 첨가하는 것이 필수적인 것으로 되어있다. 대표적인 합금원소로서 Mn,

Mo, Ni 및 Cu등으로 알려져<sup>6)</sup> 있으며, 기지조직중 연성의 잔류오스테나이트량과 기계적 성질은 상당한 관련성이 있는 것으로 발표<sup>7)~9)</sup>되고 있으나 정량적인 관계는 다소 연구가 부족한 것으로 조사되었다.

따라서 본 연구는 합금원소로 가장 많이 사용되고 있는 Mo, Ni 및 Cu등을 첨가한 구상흑연주철을 제조, 오스템퍼링처리를하여 잔류오스테나이트량을 측정하고 잔류오스테나이트량과 기계적 성질과의 관계를 조사하고자 하였다.

### 2. 실험방법

본 실험에서 사용한 구상흑연주철의 제조는 용량 25kg의 고주파 유도로에서 강고철과 선철

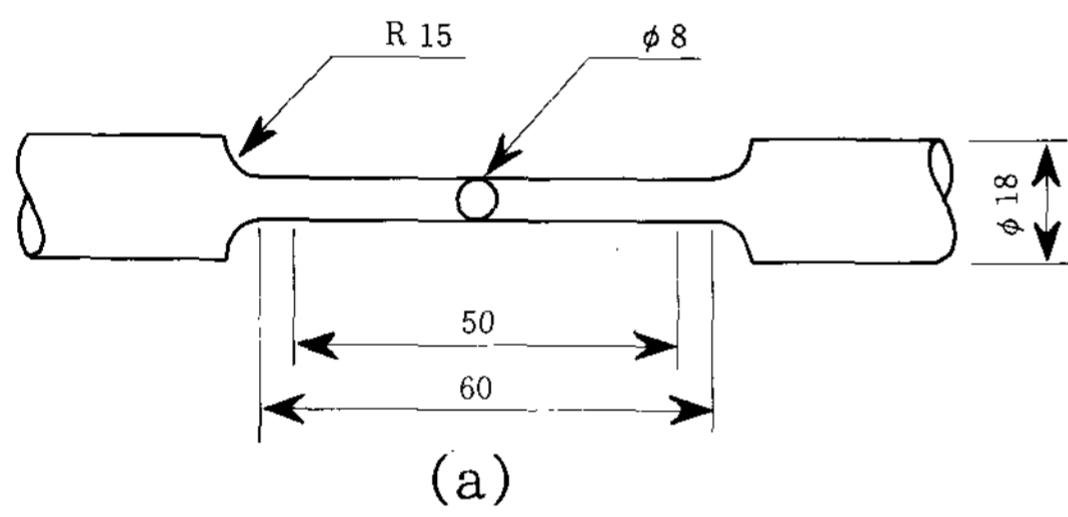
\* 동아대학교 금속공학과 (Dept. of Metallurgical Eng., Dong-A University)

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

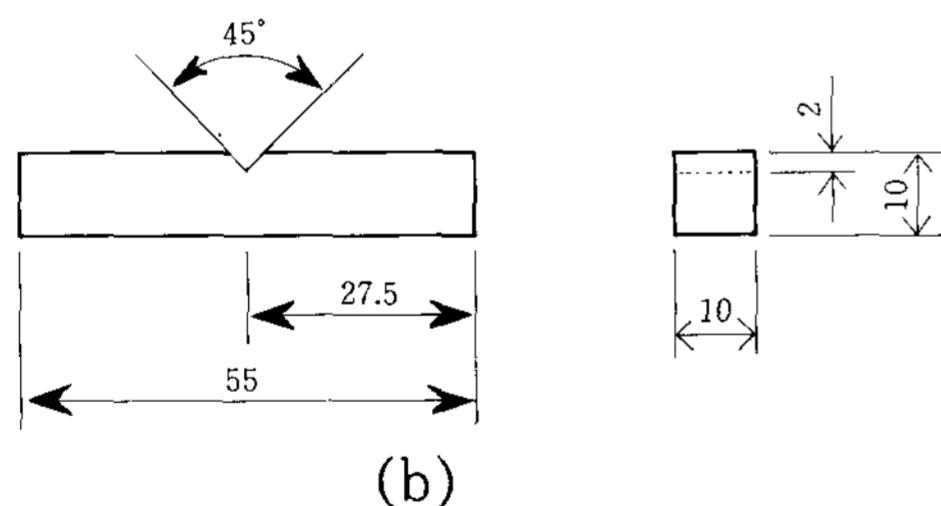
**Table 1.** Chemical composition of ductile cast iron(wt %)

Specimen	T.C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Ni	C.E.
Mo-Ni-Cu	3.45	2.41	0.23	0.03	0.01	0.55	0.23	0.99	4.26
Mo-Cu	3.53	2.56	0.27	0.02	0.01	0.52	0.25	-	4.39
Mo-Ni	3.66	2.34	0.27	0.03	0.01	-	0.22	1.07	4.45

(Sorel metal)을 용해한 후, Fe-Mo, 금속 Ni 및 전기동을 첨가하여 목적 성분으로 용해하고, 예열된 레이들에 출탕하면서 Fe-Si-Mg합금으로 샌드워치법에 의하여 구상화처리한 후, Fe-Si계 접종제로서 후접종하고, Y블럭형(KSD 4302 B호) CO<sub>2</sub>주형에 주입하였다. 주조한 Y블럭의 화학조성은 Table 1에 나타내었으며, Y블럭의 하단평행부를 절단하여 인장 및 충격시편을 Fig.1과 같이 가공하였다.



(a)



(b)

**Fig.1.** Geometry of specimens.

(a) Tension specimen.

(b) CVN impact specimen.

가공한 시편은 900°C의 염욕에서 2시간 동안 유지하여 오스테나이트화 하고, 400°C, 350°C, 300°C, 250°C, 및 210°C 온도의 염욕에서, 각각 1시간 동안 항온변태처리 후 공냉하였다.

주방상태 및 열처리한 시편의 베이나이트 조직을 광학현미경으로 관찰하였고, 기계적 성질을 조사하기 위하여 만능재료시험기로 인장강도와 연신율을 측정하였으며, 브리넬경도기를 사용하여 경도값을 측정하였다. 또한 충격시험은 샤르피 충격시험기를 이용하여 상온에서 실시하였다. 잔류 오스테나이트량의 측정은 Cu, K<sub>α1</sub> target을 사용한 X-선 회절기(Rigaku Co., D-Max II A)에 의해 30kV, 25mA에서 2°/min의 속도로 측정하여 α-Fe와 γ-Fe의 양을 밀러법<sup>10)</sup>에 의해 계산하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 미세조직 관찰

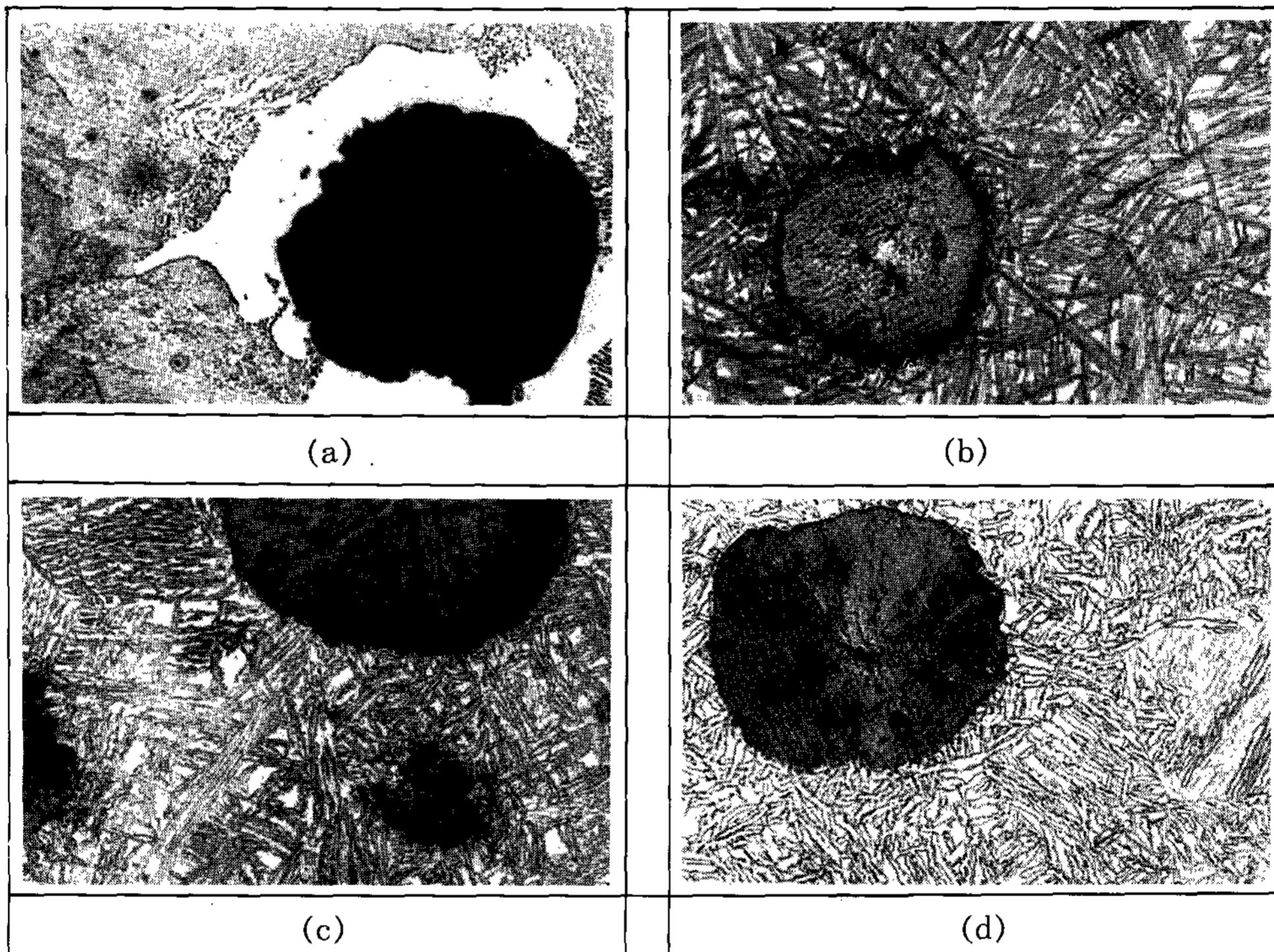
주조한 시편의 조직분석결과를 Table 2에 나타내었다. Mo-Ni계 시편은 페라이트량이 많고 흑연입자가 다른 시편보다 미세하게 분포되어 있으며, 주조조직과 흑연입경은 열처리시에 큰 영향을 미치게 되어<sup>11)</sup> 기계적 성질의 변화가 일어나므로 상당히 중요한 인자중의 하나로 사료되었다.

**Table 2.** Structures analysis of ductile cast iron<sup>12)</sup>

Specimen	Pearlite (%)	Ferrite (%)	Nodularity (%)	Average diameter of graphite nodule(μm)	Number of graphite nodule (#/mm <sup>2</sup> )
Mo-Ni-Cu	68.44	16.70	92	45.6	96
Mo-Cu	63.45	21.24	86	37.8	110
Mo-Ni	27.62	55.65	94	33.5	138

Fig.2에서 Fig.4까지는 시편의 주방상태와 210°C, 250°C, 300°C, 350°C 및 400°C의 온도로 오스템퍼링 처리한 현미경조직을 나타내었다. 베이나이트 판의 길이가 Mo-Ni-Cu계가 가장 길게 나타내고 있으며 Mo-Ni계가 가장 짧게 분포하고 있음을 알 수 있었다. 이는 오스테나이트 안정화 원소인 Cu와 Ni이 첨가됨으로서 다른 시편에 비

해 기지의 As점을 상당히 낮추게 된다. 그러므로 동일하게 900°C에서 2시간동안 오스테나이트화 한다면 다른 시편에 비해 결정립의 조대화를 유발<sup>[12]</sup>하게 되며, 조대한 오스테나이트 결정립은 미세한 결정립보다 핵생성 위치를 작게 하고, 베이나이트판을 길게 생성시킬 조건을 충분히 부여함으로서 발생하는 것으로 사료되었다.



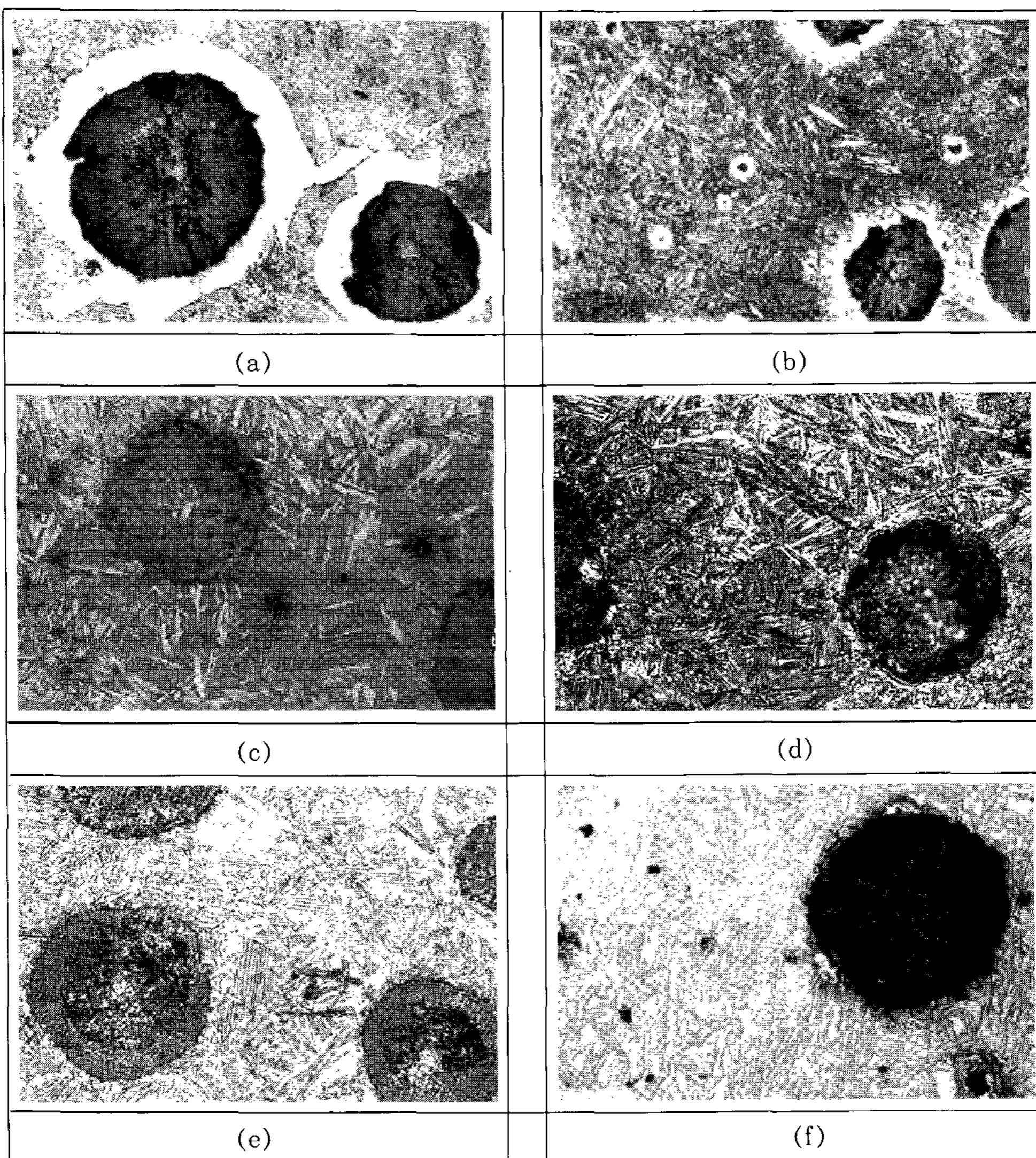
**Fig. 2. Microstructure of austempered ductile iron alloyed with Mo-Ni-Cu( × 400).**

- (a) as cast.
- (c) 300°C, austempered for 1hr.

- (b) 250°C, austempered for 1hr.
- (d) 350°C, austempered for 1hr.

또한 주방상태조직의 영향도 고려할 수 있었다. 즉 오스테나이트화 온도에서 페얼라이트는 페얼라이트 내의 세멘타이트층에서 탄소의 석출이 일어나므로 빠른 시간내에 오스테나이트화 되지만 페라이트는 흑연으로부터 많은 양의 탄소를 받아서 오스테나이트화 되어야 하므로, 동일한 오스테나이트화 온도라면 페얼라이트보다는 훨씬 많은 시간이 지난후에 균일한 오스테나이트화<sup>[13]</sup>가 된다. 따라서 페얼라이트량이 많은 Mo-Ni-Cu계 및 Mo-Cu계는 빠른 시간내에 오스테나이트화 되어 결정립이 성장하게 된다. 그러나 Mo-

Ni계는 페라이트량이 많아 Mo-Ni-Cu계나 Mo-Cu계보다 훨씬 많은 시간이 지난 후에 오스테나이트화 되어, 결국 결정립이 성장할 시간적 여유가 없게 됨으로서 결정립이 보다 미세한 오스테나이트 상태에서 급냉되게 된다. 그러므로 미세한 오스테나이트 결정립계는 베이나이트 핵생성을 많게 하고 항온유지시 열적 활성화로 성장하기 시작하는 베이나이트 판들 사이에 충돌이 많이 일어나 성장 길이를 짧게 하므로 Mo-Ni-Cu계 및 Mo-Cu계보다 미세한 조직을 얻을 수 있는 것으로 사료되었다.

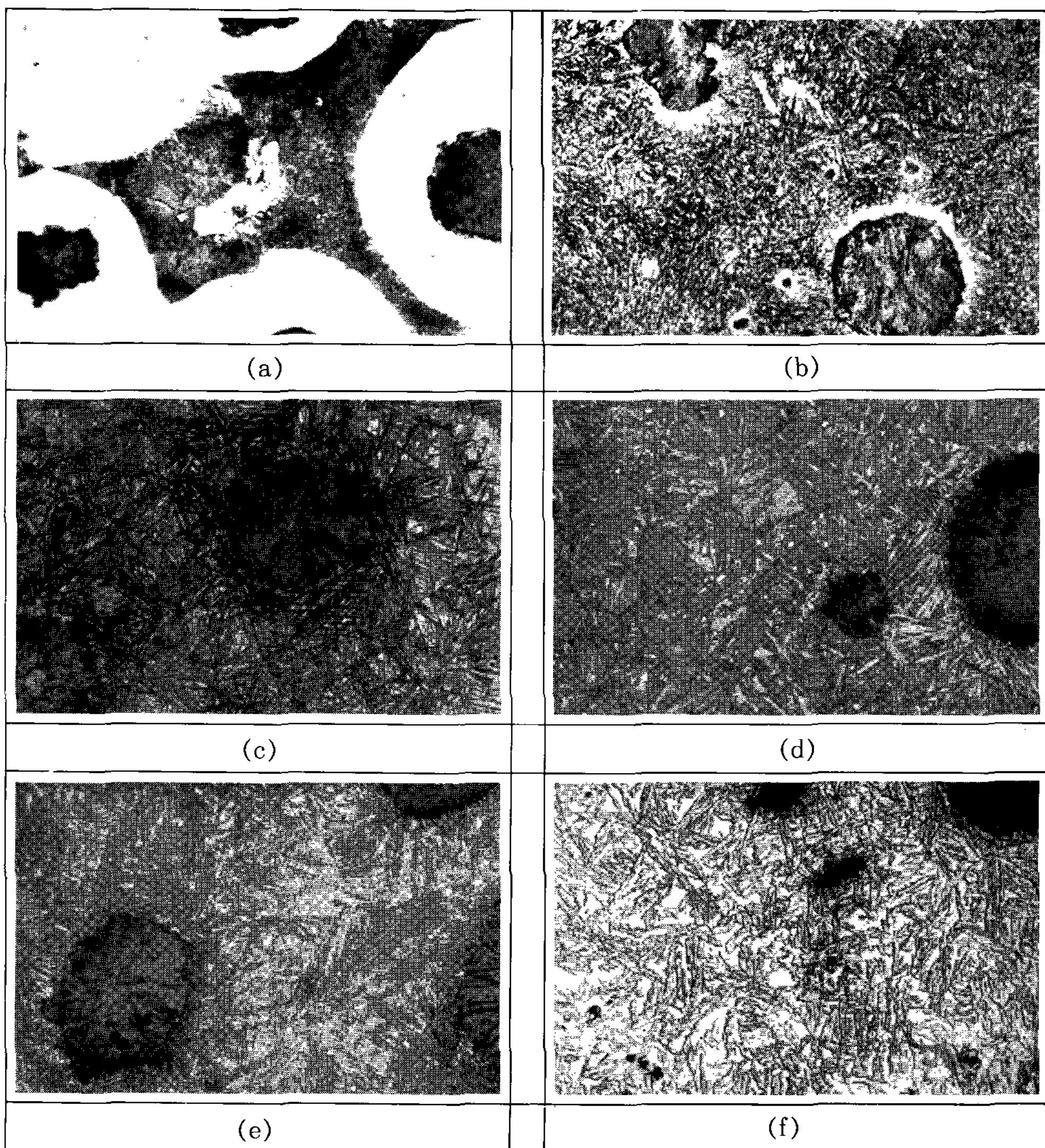


**Fig. 3.** Microstructure of austempered ductile iron alloyed with Mo-Cu ( $\times 400$ ).

- |  |  |
|--|--|
| (a) as cast.                                     | (b) $210^{\circ}\text{C}$ , austempered for 1hr. |
| (c) $250^{\circ}\text{C}$ , austempered for 1hr. | (d) $300^{\circ}\text{C}$ , austempered for 1hr. |
| (e) $350^{\circ}\text{C}$ , austempered for 1hr. | (f) $400^{\circ}\text{C}$ , austempered for 1hr. |

오스템퍼링처리에 있어서 가장 주요한 인자는 오스템퍼링 온도이다.  $210^{\circ}\text{C}$ 에서 오스템퍼링처리한 시편은 마르텐사이트의 침상조직 특성을 가진 것과 잔류오스테나이트의 혼합조직을 나타내고 있으며,  $250^{\circ}\text{C}$ 에서 오스템퍼링한 시편은 전형적인 하부베이나이트를 형성하고 있었고,  $300^{\circ}\text{C}$ 에서는 침상의 하부베이나이트와 상부베이나이트의 혼합조직을 관찰 할 수 있었다.  $350^{\circ}\text{C}$ 에서의

미세조직은 합금성분에 따라 약간의 차이를 보여 주고 있었다. Mo-Ni-Cu계는 전형적인 상부베이나이트 조직을 관찰할 수 있으나 Mo-Cu계 및 Mo-Ni계는 소량의 하부베이나이트와 상부베이나이트가 혼재된 조직을 나타내고 있었다. 또한 Mo-Cu계 및 Mo-Ni계를  $400^{\circ}\text{C}$ 에서 오스템퍼링한 경우 조대한 상부베이나이트 조직을 관찰할 수 있었다.



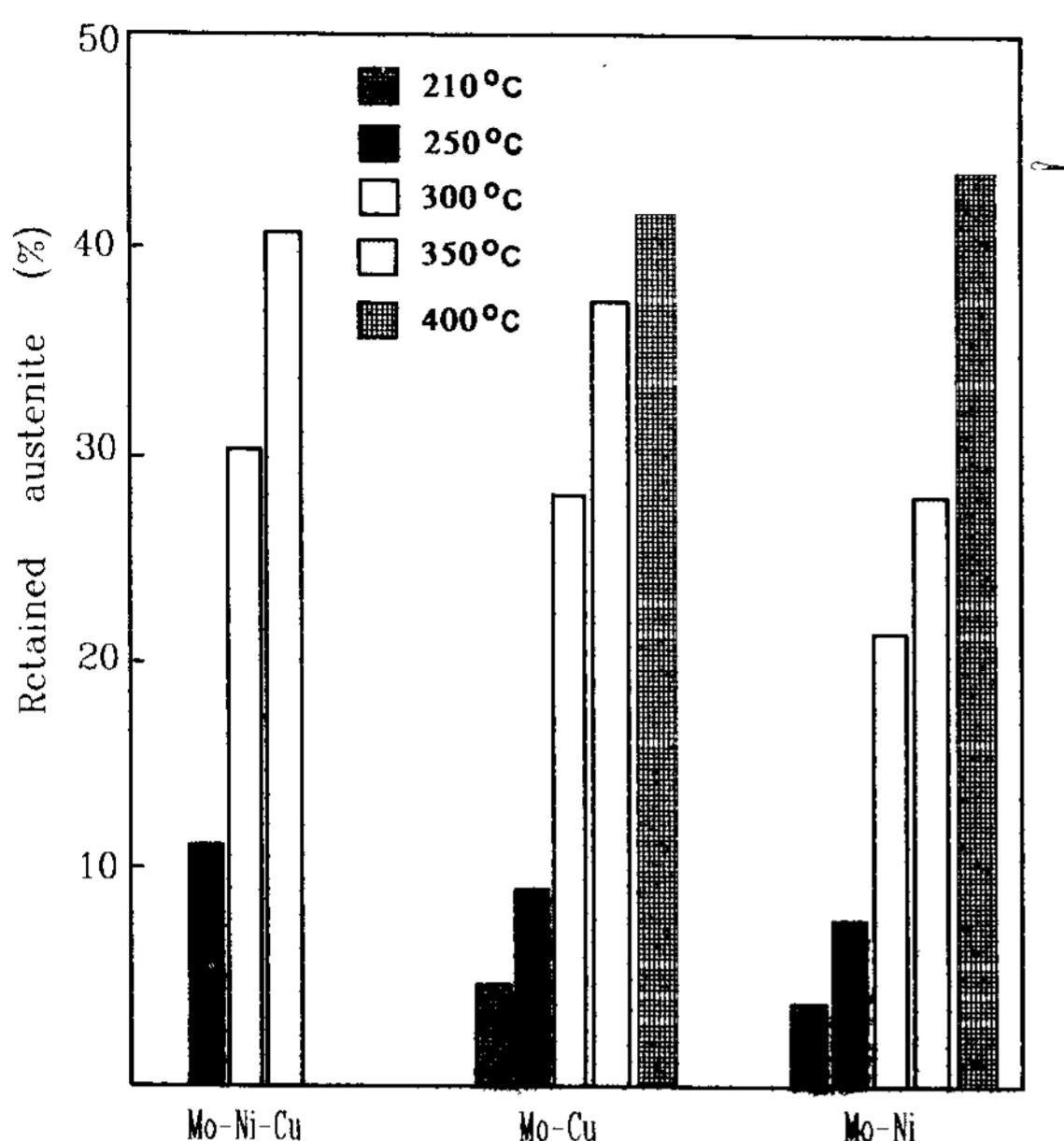
**Fig. 4.** Microstructure of austempered ductile iron alloyed with Mo-Ni ( $\times 400$ ).

- |                                 |                                 |
|---------------------------------|---------------------------------|
| (a) as cast.                    | (b) 210°C, austempered for 1hr. |
| (c) 250°C, austempered for 1hr. | (d) 300°C, austempered for 1hr. |
| (e) 350°C, austempered for 1hr. | (f) 400°C, austempered for 1hr. |

저온에서 오스템퍼링한 것은 주로 인접한 베아나이티 폐라이트 판들 사이에 slivers(세로로 가늘게 갈라진 모양) 형태를 취하고 있었고, 오스템퍼링 온도가 상승함에 따라 점점 베이나이티 폐라이트판이 짧아져 등축모양으로 됨과 동시에 베이나이트-오스테나이트 간격은 점점 증가되었고, 조대한 베이나이트 레스가 발생하고 있음을 볼 수 있었다. 이는 고온으로 갈수록 베이나이티 폐

라이트의 핵생성속도는 느리지만 탄소의 확산속도가 커지므로 탄소가 베이나이트 레스간의 오스테나이트로 빠르게 확산됨으로서 안정한 고탄소의 오스테나이트를 형성할 때까지 성장하기 때문에 끝이 둥글게 변태된 것으로 사료되었다.

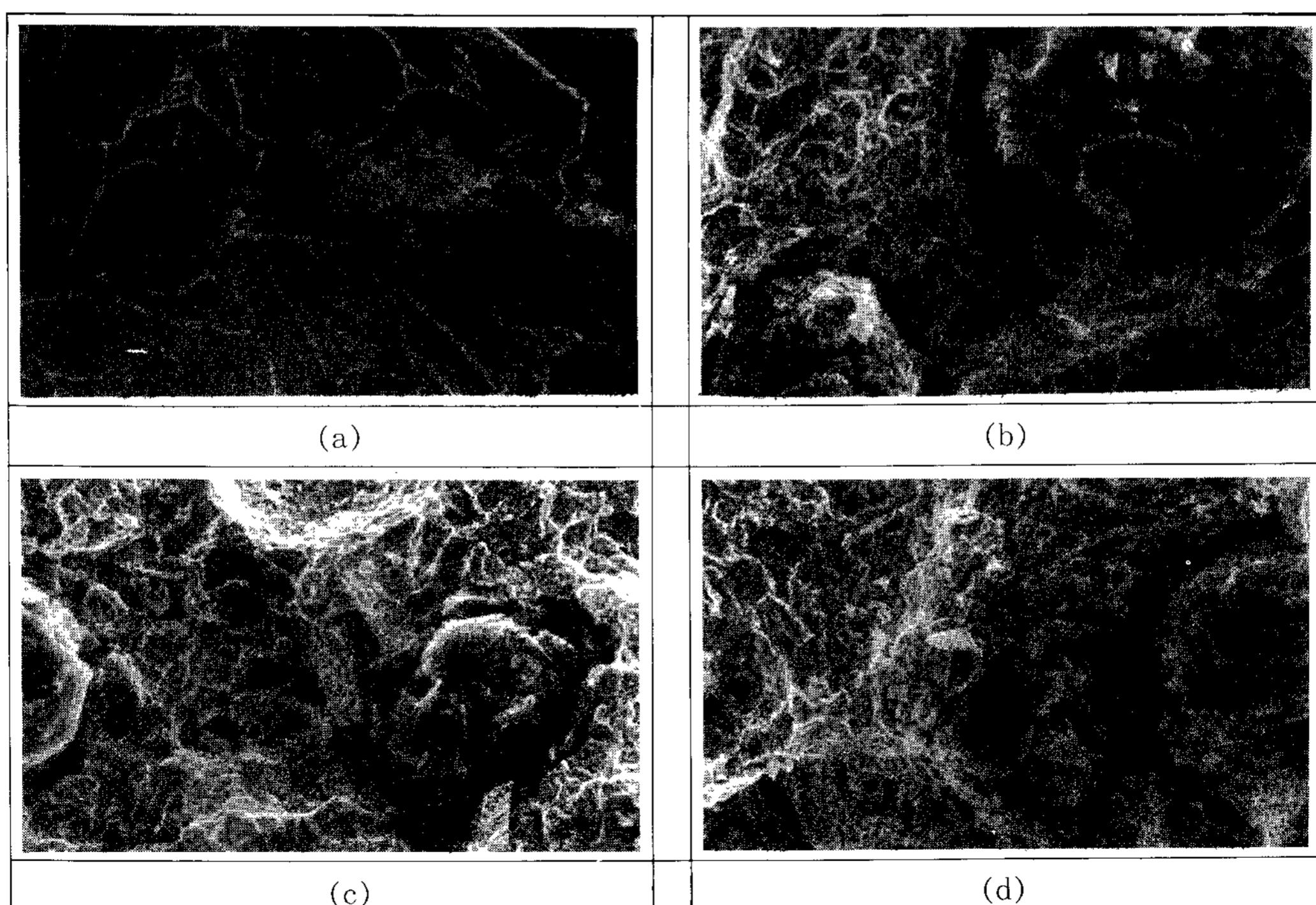
주조한 시편을 오스템퍼링 처리온도에 따른 X-ray시험결과를 밀러법에 의하여 계산한 잔류오스테나이트의 량을 Fig.5에 나타내었다. 오스템퍼



**Fig. 5.** Variation of retained austenite on austempering temperature at each specimens.

링 온도가 낮을수록 탄소의 확산속도가 느리기 때문에 오스테나이트 내에 탄소의 농축이 어려워 안정한 잔류오스테나이트 형성이 어려우며, 고온으로 갈수록 오스템퍼링 초기단계에서 탄소가 베이나이트 페라이트로 부터 오스테나이트내로 제거되어지는 량이 많아져 많은 량의 잔류오스테나이트가 생긴 것으로 사료되었다. 또한 강력한 오스테나이트 안정화 원소인 Ni 및 Cu를 복합첨가한 것이 보다 많은 량의 잔류오스테나이트가 형성되었다.

오스템퍼링 온도에 따른 잔류오스테나이트의 미세조직은 다음과 같이 2가지로 분류된다. 첫째는 저온에서 발생하는 것으로 이웃하는 베이나이트 페라이트판들 사이에서 slivers(가늘게 쪼개진 조각형) 형태가 주를 이루고 있으며 그 짧은 확산 거리때문에 잔류오스테나이트의 탄소는 균일하게 분포하리라고 추측이 되며, 둘째는 고온에서 발생하는 것으로 무방향성 등축정의 베이나이트 페라이트 집단과 bunch사이에서 발생하는 것으로서 베이나이트와 잔류오스테나이트 입계에서



**Fig. 6.** Fracture surface appearance of austempered ductile iron alloyed with Mo-Ni ( $\times 400$ ).

(a) as cast.

(b) 250°C, austempered for 1hr.

(c) ? austempered for 1hr.

(d) 350°C, austempered for 1hr.

탄소농도가 높아지는 것이 추측되는 조직이다.

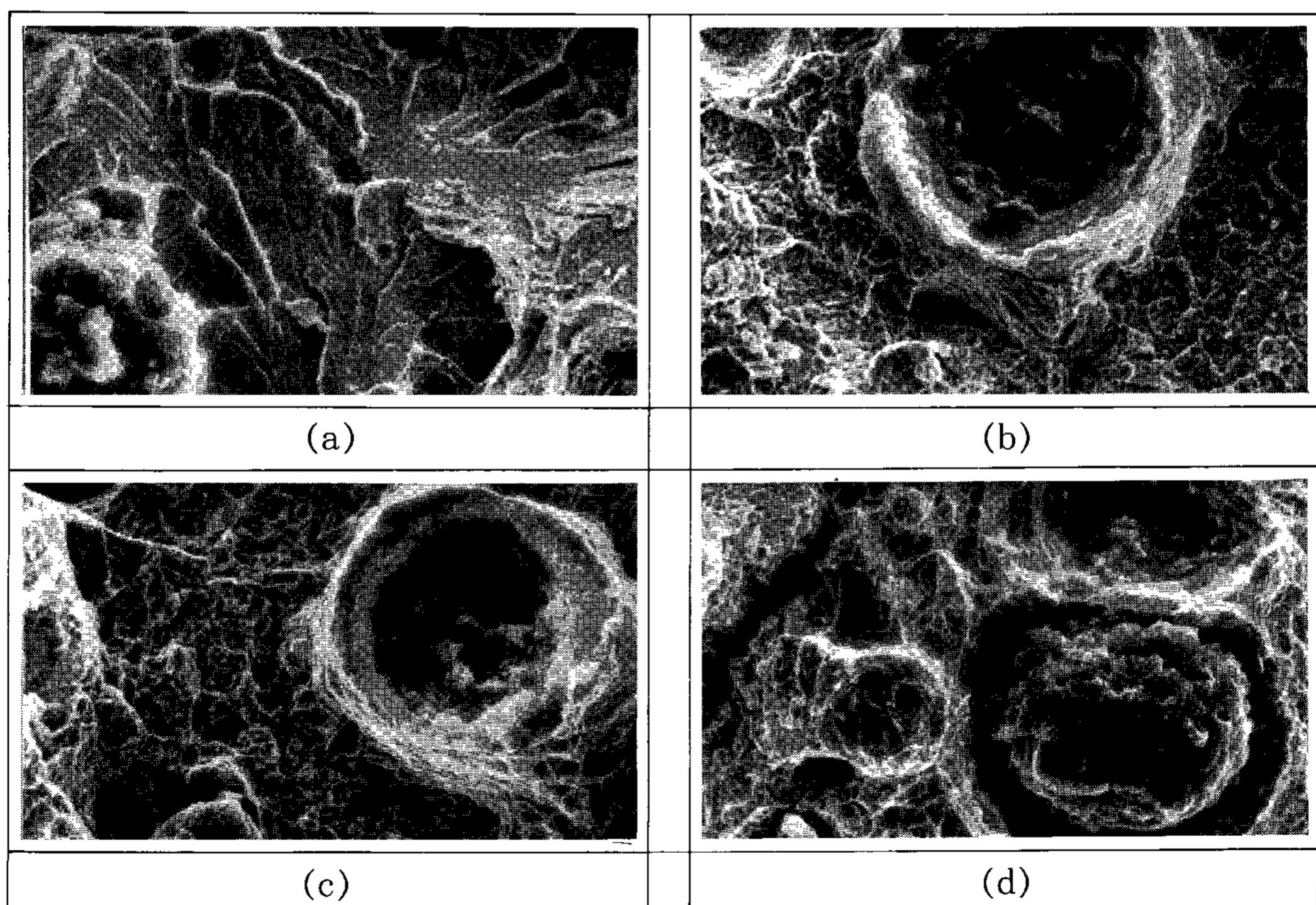
400°C에서 오스템퍼링한 시편은 오스테나이트 입자가 크고, 오스템퍼링 시간이 길어지면 베이나이트 2단계반응이 일어나 잔류오스테나이트 내에 탄화물을 석출하는 세멘타이트와 마르텐사이트로 변태될 확율이 높아진다.

Fig.6에서 Fig.8까지는 충격시편의 파단면을 SEM에 의한 조직으로서 주방상태에서는 전형적인 벽개균열파면을 나타내었고 250°C에서의 파면은 벽개균열면이 성장하다가 dimple의 연성면과 부딪혀 있음을 보여주었다. 이는 저온에서는 탄소확산이 느리기 때문에 잔류오스테나이트 중심부에 존재하는 탄소가 농축되지 못한 일부 오스테나이트가 상온으로 냉각도중 마르텐사이트로 변태되었고 이 마르滕사이트는 파괴시 벽개균열면을 나타내나 주위에 존재하는 연성의 잔류오스테나이트 부분의 dimple pattern과 벽개균일이 부딪침으로 나타나는 현상으로 사료되었다. 300°C 및 350°C로 오스템퍼링 온도가 상승 할수록

벽개균열면은 감소하였고 전형적인 dimple pattern의 연성파면이 증가하고 크기가 커지고 있음을 관찰할 수 있었다. 특히 Mo-Ni계 시편은 흑연입경이 적고, 소성변태유기 마르텐사이트의 형성을 억제하는 효과로 인해 미소공동(micro void)의 모임이 많아져 있음을 관찰할 수 있어 파괴인성이 증가 될것으로 추정되었다.

### 3.2 기계적 성질 시험

주조한 시편을 250°C, 300°C 및 350°C의 온도로 오스템퍼링한 경우 인장강도 시험결과를 Fig. 9에 나타내었다. 250°C의 낮은 온도에서의 오스템퍼링이 가장 높은 인장강도를 나타내었고 300°C 및 350°C의 고온으로 갈수록 인장강도값은 감소하였다. 이는 낮은 온도에서 오스템퍼링한 시편은 탄소의 이동이 낮아 베이나이트에 탄소농도가 고온에서 오스템퍼링한 시편보다 높아지므로 팽창이 일어나게 되고 결국 내부응력을 증대시킨다. 이들 내부응력은 격자 뒤틀림을 유발하



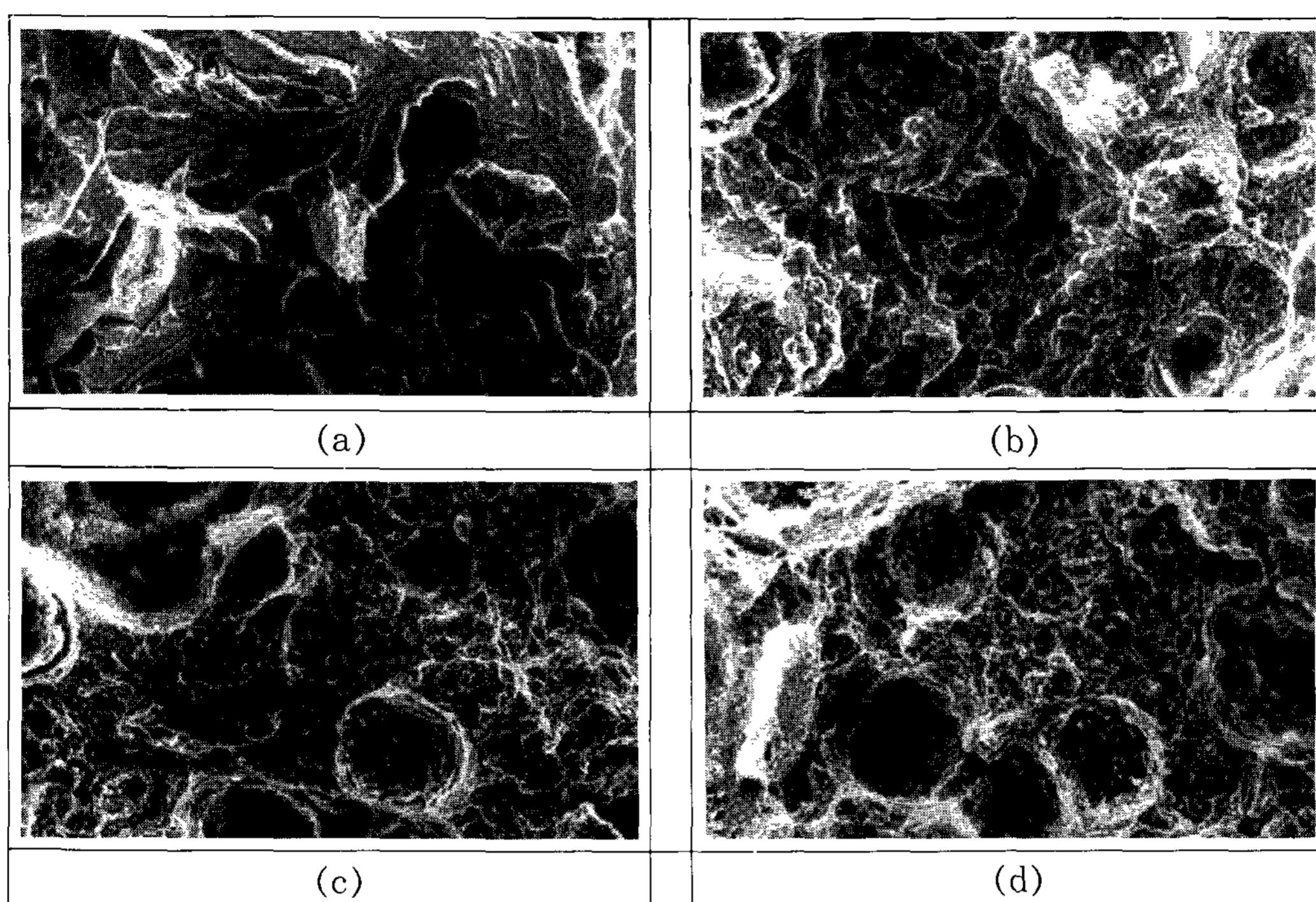
**Fig. 7.** Fracture surface appearance of austempered ductile iron alloyed with Mo-Cu( $\times 400$ ).

(a) as cast.

(c) 300°C, austempered for 1hr.

(b) 250°C, austempered for 1hr.

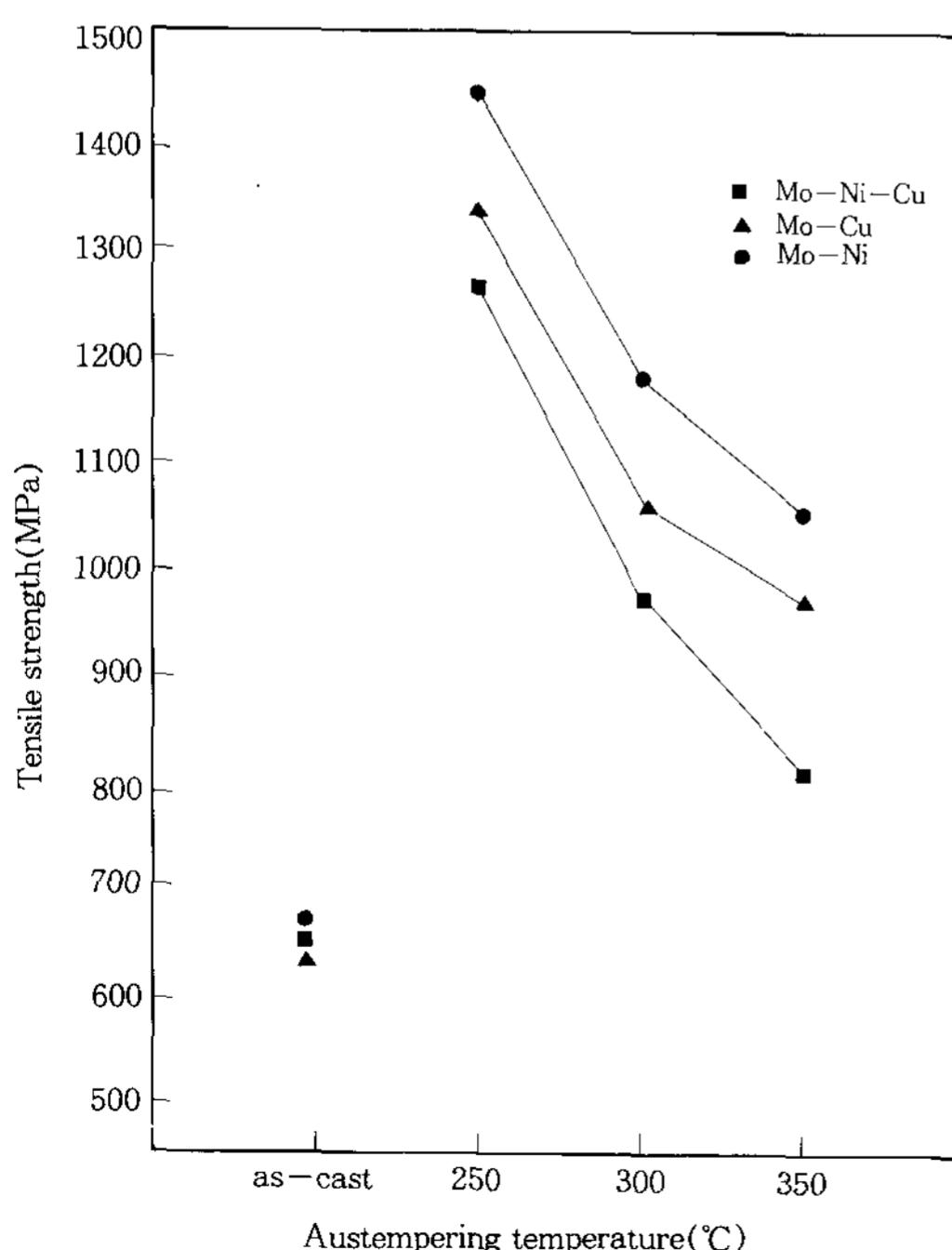
(d) 350°C, austempered for 1hr.



**Fig. 8.** Fracture surface appearance of austempered ductile iron alloyed with Mo-Ni ( $\times 400$ ).

- (a) as cast.
- (c) 300°C, austempered for 1hr.

- (b) 250°C, austempered for 1hr.
- (d) 350°C, austempered for 1hr.



**Fig. 9.** Effect of austempering temperature on tensile strength of ductile cast iron.

고 그에 따라 높은 전위밀도를 생산하게 되어 전위의 이동을 방해함으로서 강도를 증대시키는 것으로 사료되었다. 역으로 오스템퍼링 온도가 상승 할수록 베이나이트 페라이트 내의 탄소농도가 감소하여 탄소에 의한 고용강화 효과는 감소하며, 베이나이트 페라이트와 오스테나이트의 간격 또한 고온으로 갈수록 증대되어 있어 인장강도 값이 감소하는 원인이 되는 것으로 사료되었다.

오스템퍼링 온도에 따른 시편의 경도값을 Fig. 10에 나타내었으며 인장강도와 동일하게 오스템퍼링 온도가 고온으로 갈수록 감소하는 경향을 나타내었다. 350°C와 400°C에서는 경도의 감소가 완만해 졌는데, 이는 베이나이트의 2단계반응으로 인한 잔류 오스테나이트내 세멘타이트와 마르텐사이트의 량이 증가되어 경도가 상승하지만 조직이 조대화 되므로 경도값이 감소하는 경향을 갖기 때문인 것으로 사료되었다.

Mo-Ni계 합금에서 인장강도와 경도가 현저히 높은 값을 나타내고 있는데 이는 Mo-Ni계의 잔류오스테나이트량이 적은 것에 그 원인이 있는

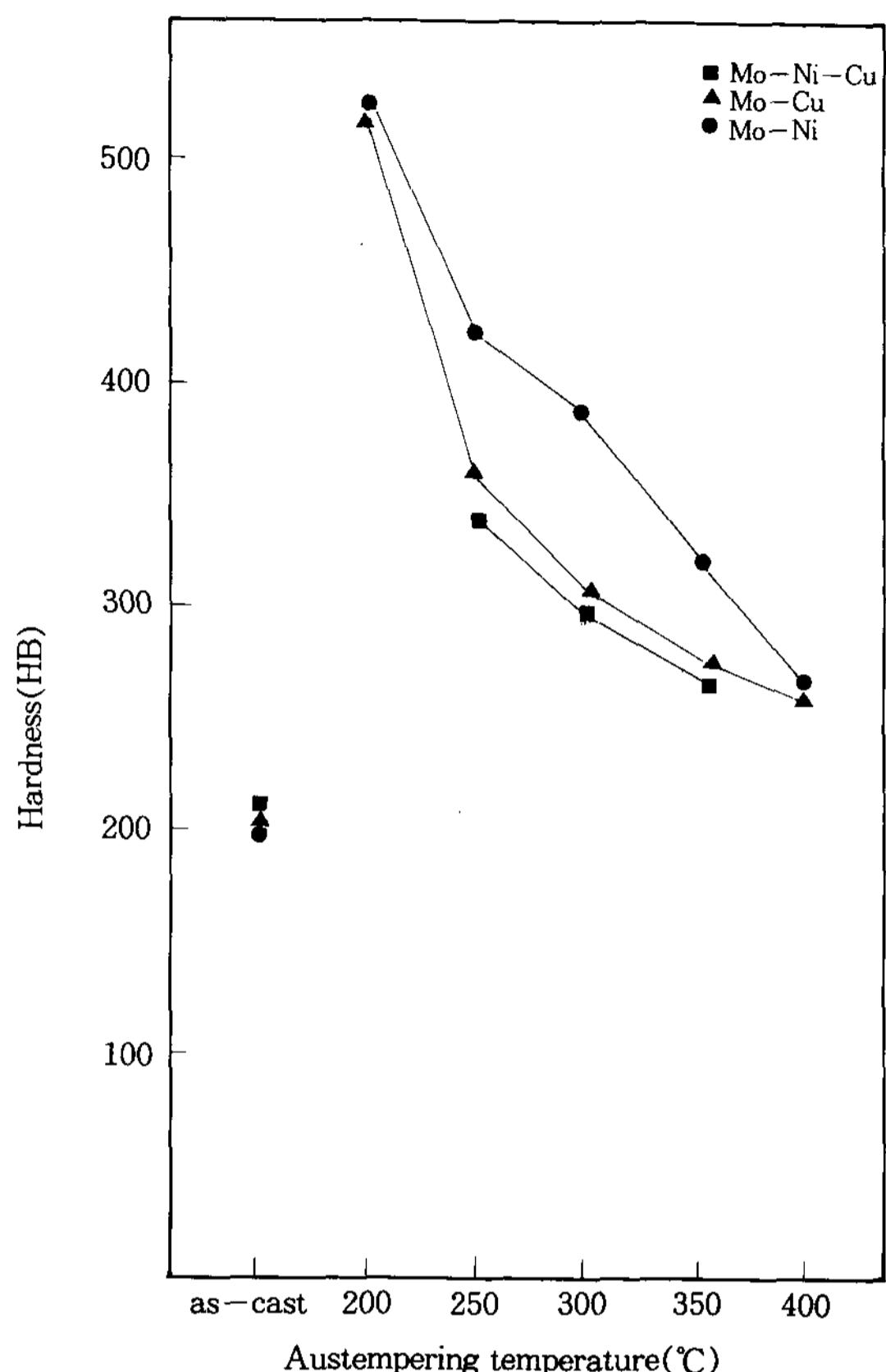


Fig. 10. Effect of austempering temperature on hardness of ductile cast iron.

것으로 사료되었으며, 또한 흑연 입경이 상당히 적고 넓게 분포하고 있는데에도 깊은 관계가 있는 것으로 추정되었다.

Fig.11는 주방상태와 오스템퍼링 온도 변화에 따른 연신율을 나타낸 것으로 오스템퍼링 온도가 상승하면 연신율은 증가하였다. 그러나 고온으로 갈수록 연신율이 완만하게 증가하는 현상을 나타내었다. 오스템퍼링온도가 고온으로 갈수록 탄소의 이동속도가 높아져 오스테나이트와 베이나이티 페라이트의 입계주위에 탄소가 편석되기 때문인 것으로 사료되었다. 오스테나이트 안정화가 가장 큰 Mo-Ni-Cu계는 잔류오스테나이트량이 많아 최고연신율을 나타내고 있으며, 잔류오스테나이트량이 가장 적은 Mo-Ni계는 가장 낮은 연신율을 나타내었다.

샤르피 충격시험 결과는 Fig.12에 나타내었다. Ni를 함유한 시편이 충격인성값이 높은 것을 볼

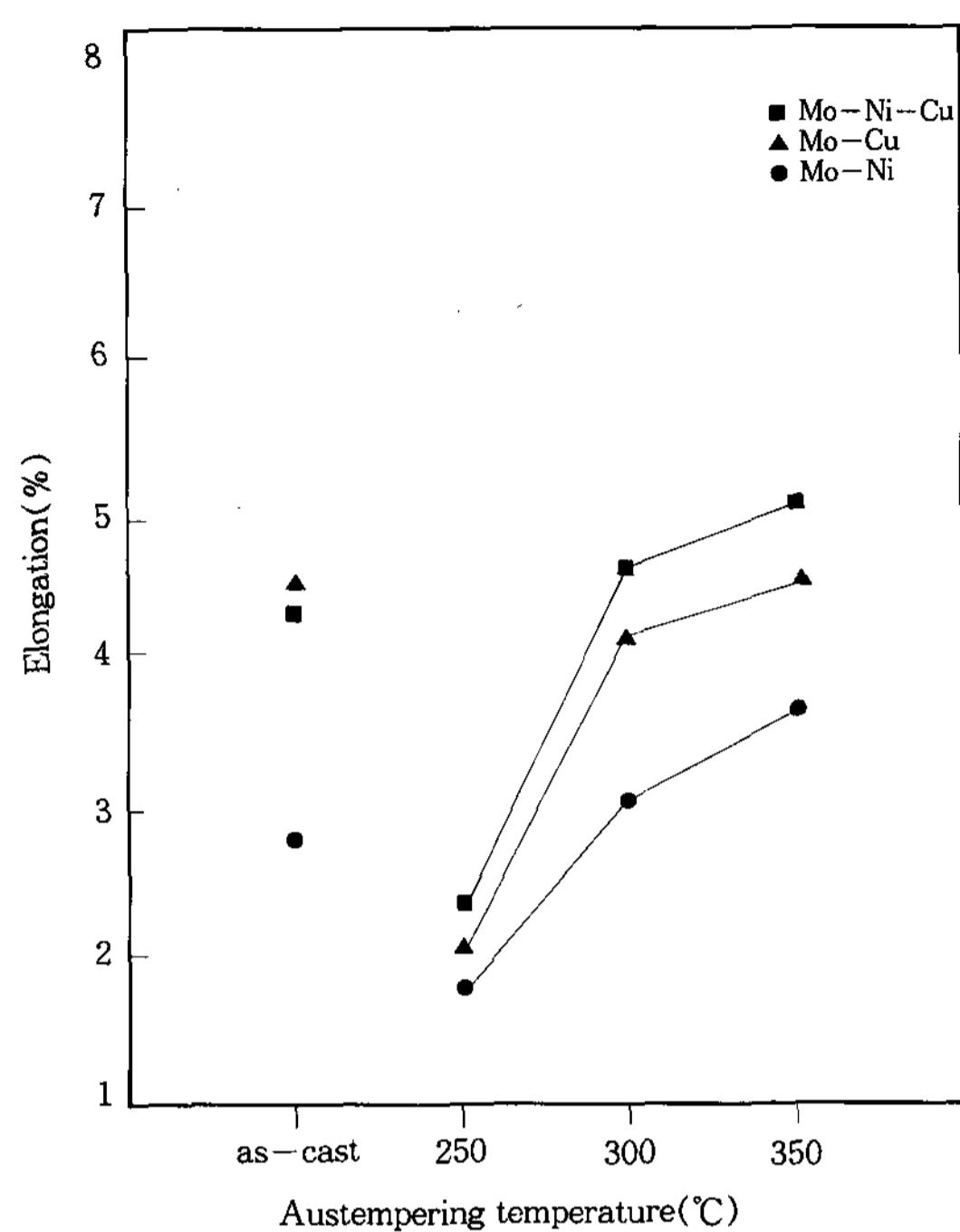


Fig. 11. Effect of austempering temperature on elongation of ductile cast iron

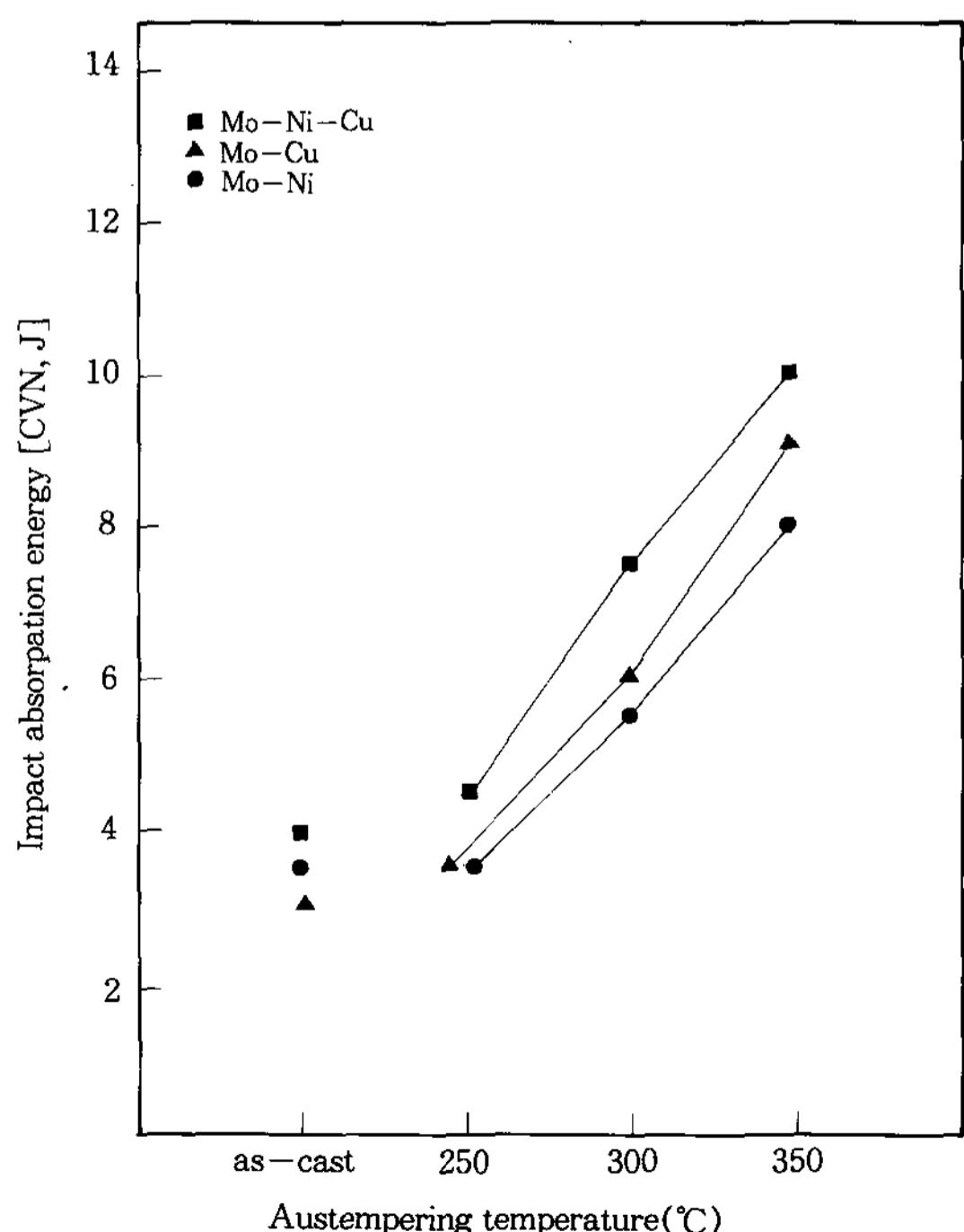


Fig. 12. Effect of austempering temperature on impact absorption energy of ductile cast iron

수 있는데 이는 Ni이 첨가된 시편이 잔류오스테나이트내 마르텐사이트의 형성억제로 인하여 충격인성 값이 증가한 것으로 사료되었다.

### 3.3 잔류오스테나이트량과 기계적 성질과의 관계

잔류오스테나이트량과 기계적 성질의 관계를 Fig.13에서 Fig.16까지 나타내었다. 인장강도 및 경도는 연성의 잔류오스테나이트량이 증가함에 따라 감소하나 충격인성 및 연신율은 반대로 증가하는 경향을 나타내었다.

따라서 잔류오스테나이트량과 기계적 성질은 비례적 관계에 있음을 보여주었다. 연성의 잔류오스테나이트가 균열 전파를 둔화시키기 때문에 충격인성 및 연신율이 증가하며, 잔류오스테나이트량이 적은 시편에서는 우선 결정립이 미세하여 전위의 이동을 방해하고, 둘째로 잔류오스테나이트내 탄소농도가 낮아 작은 응력하에서도 잔류오스테나이트 결정중 격자결함이 생기고, 격자 결함이 변형유기변태되어 베이나이트 보다 강한 마르텐사이트가 균열선단에 발생되기 때문에 잔류

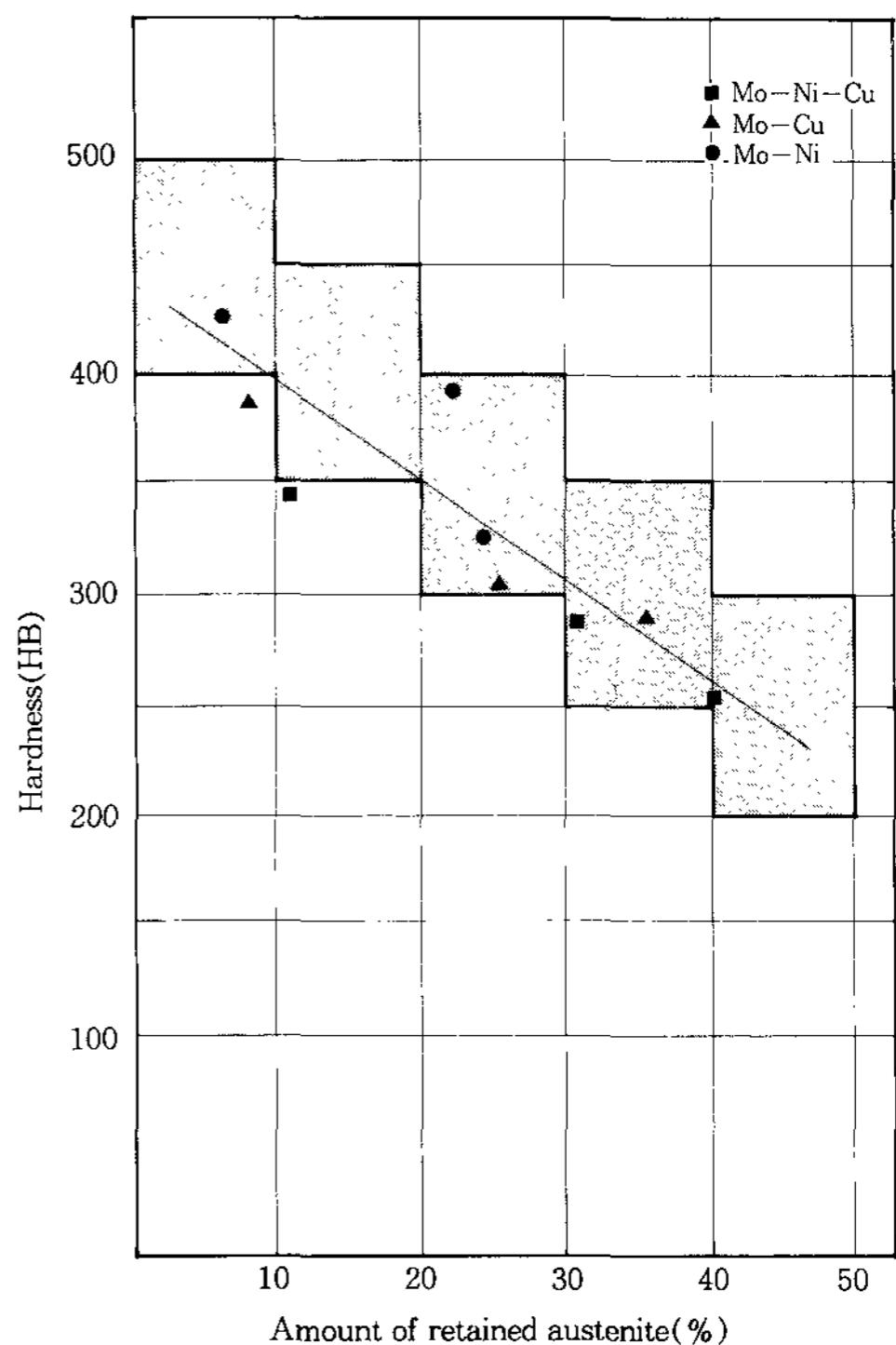


Fig. 14. Relationship of amount of retained austenite and hardness.

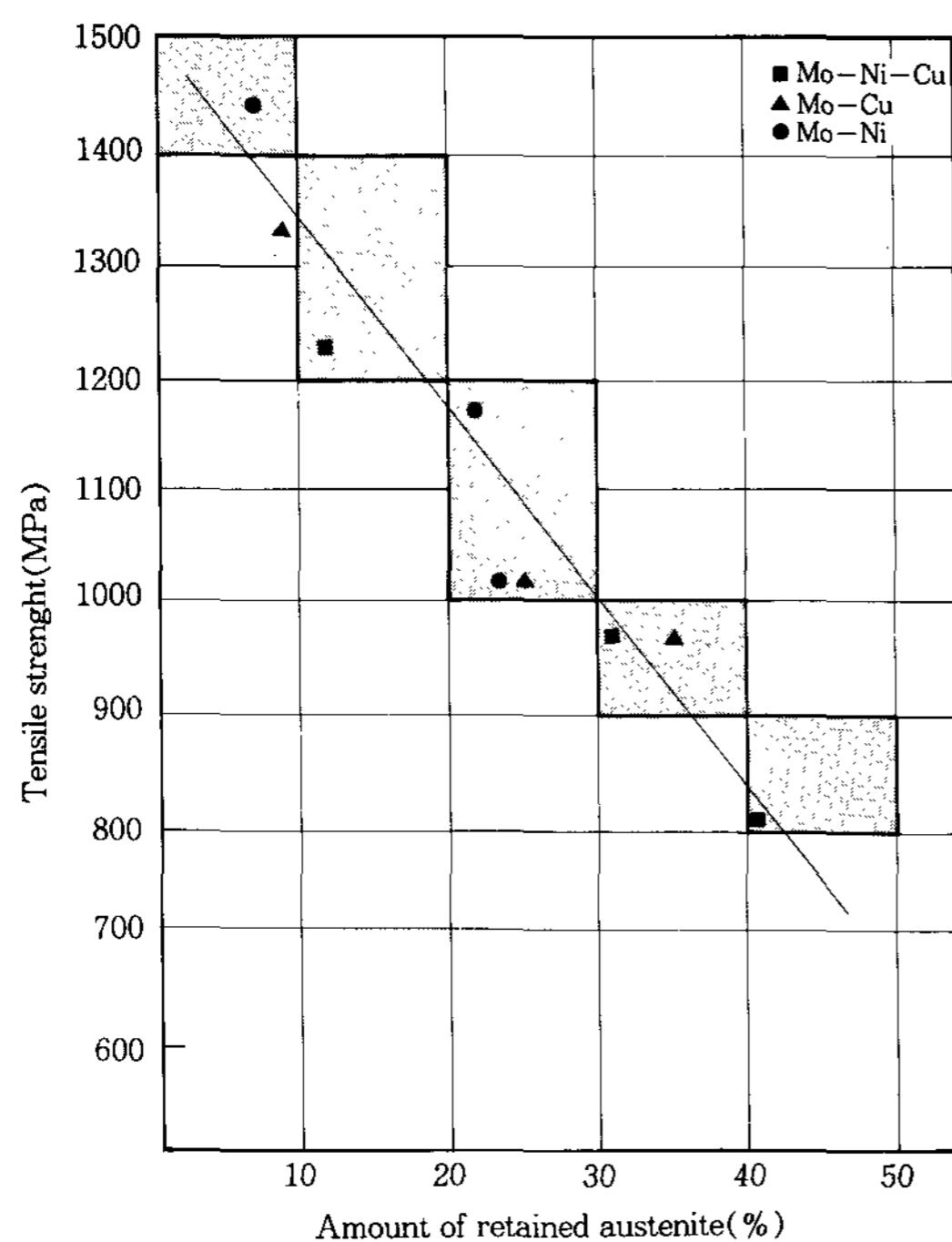


Fig. 13. Relationship of amount of retained austenite and tensile strength.

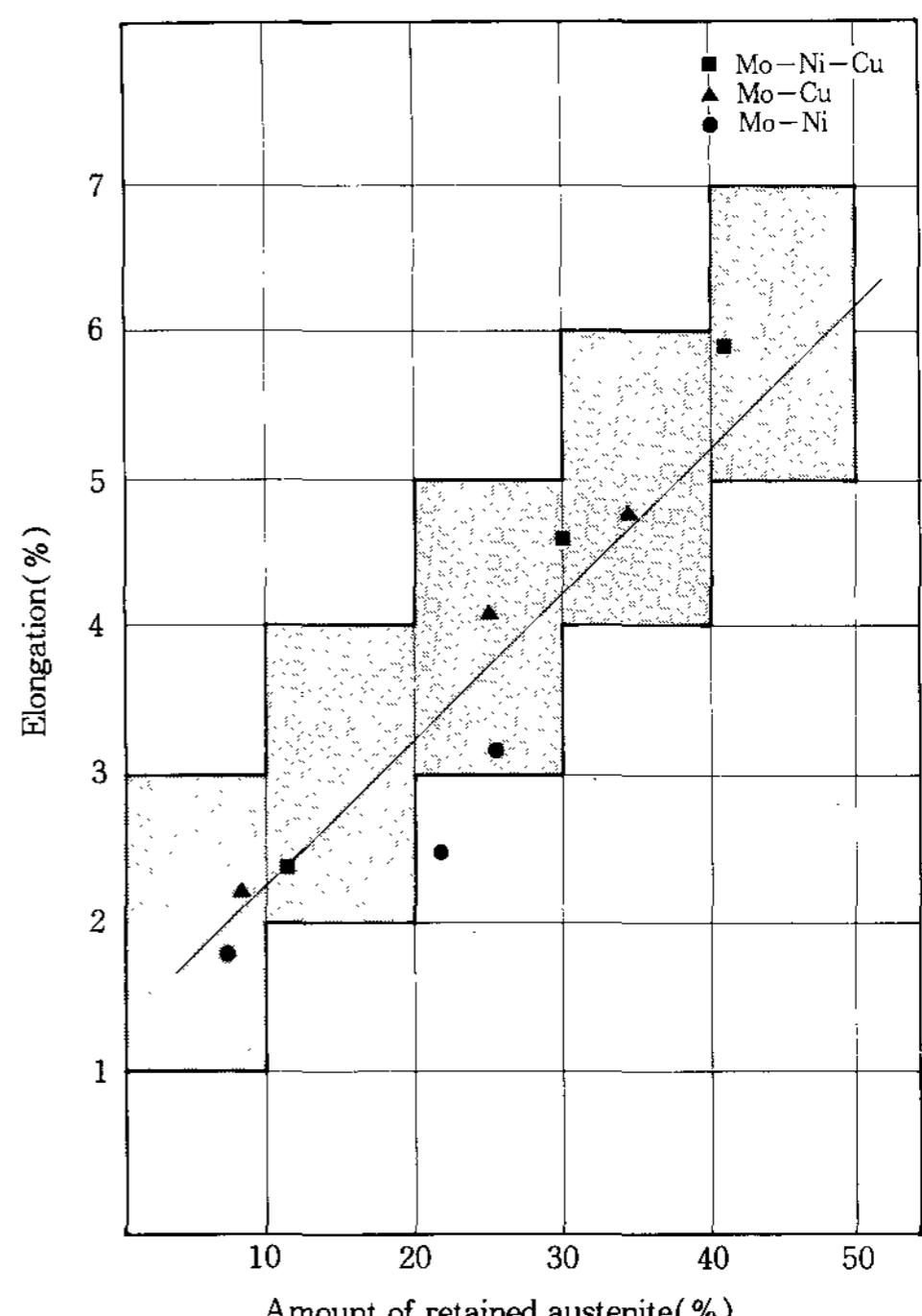


Fig. 15. Relationship of amount of retained austenite and elongation.

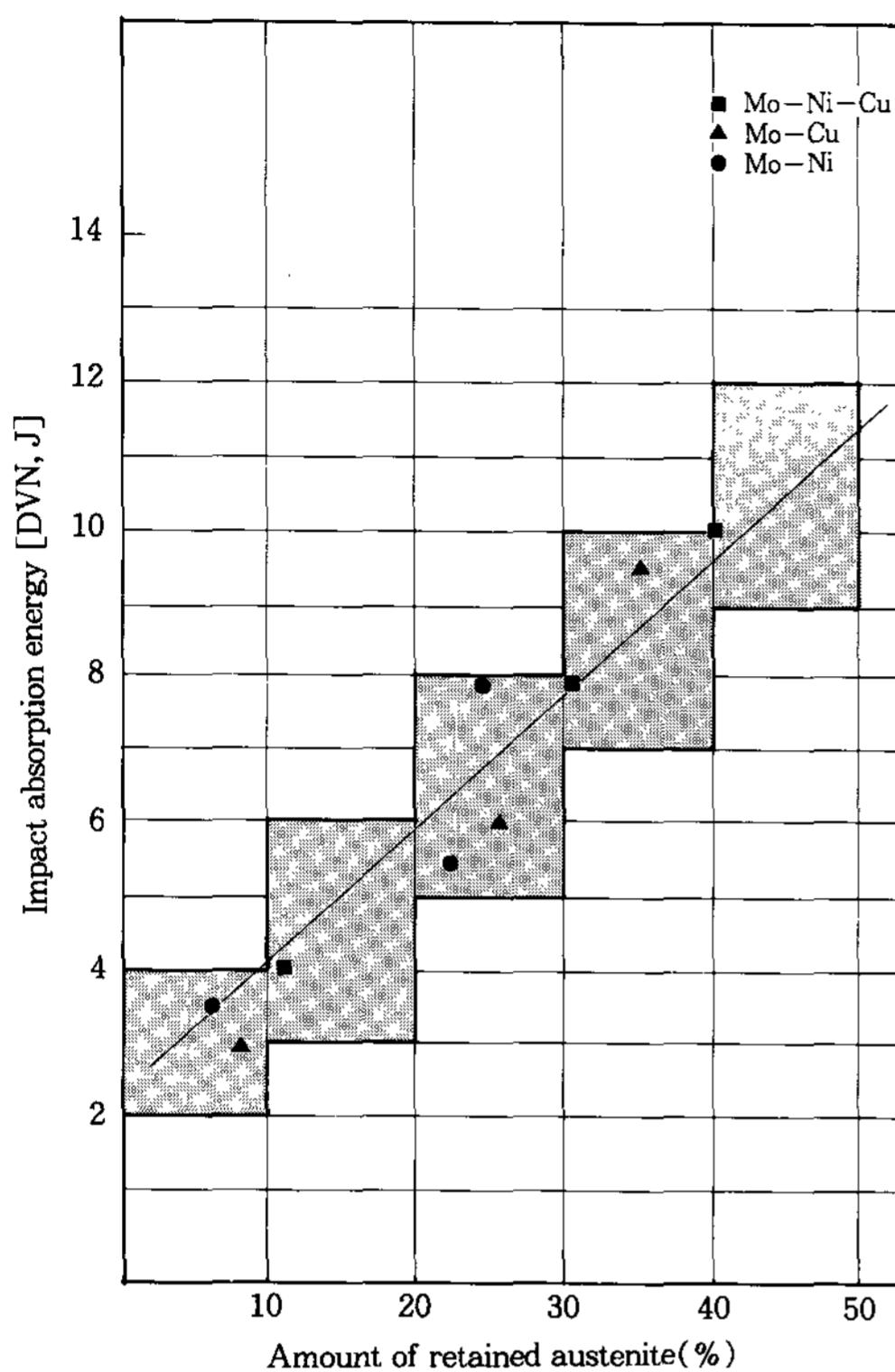


Fig. 16. Relationship of amount of retained austenite and impact absorption energy.

오스테나이트 량이 적은 시편에서 인장강도 및 경도가 증가하는 것으로 사료되었다. 더욱이 잔류오스테나이트 량이 증가하기 위해서는 오스템퍼링 시간과 온도가 어느 정도까지는 상승해야 한다. 오스템퍼링온도와 시간이 증가하면 잔류오스테나이트 내 탄소의 농축이 일어나므로 잔류오스테나이트 량이 적은 시편 보다는 격자변형에 의한 소성변태유기 마르텐사이트가 생성되기에 어렵기 때문에 충격인성 및 연신율이 증가하는 것으로 사료되었다.

#### 4. 결 론

본 연구는 오스템퍼드구상흑연주철의 제조에 있어 합금원소와 오스템퍼링 온도에 의한 잔류오스테나이트 량을 측정하고 기계적 성질과의 관계를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 주방상태 조직에서 페라이트 량이 많을수록 오스템퍼링처리 후 미세조직으로 나타내었다.
- 2) 오스템퍼링 온도가 상승할수록 잔류오스테나이트 량은 증가하고, 또한 Mo-Ni-Cu계 합금이 가장 많은 잔류오스테나이트 량을 나타내었다.
- 3) 잔류오스테나이트 량이 증가할수록 연신율 및 샤르피 충격값은 증가하고, 인장강도 및 경도는 감소 경향을 나타내었다.
- 4) Mo-Ni계 합금이 흑연입경이 적고, 베이나이트 길이가 짧으며, 잔류오스테나이트량이 적어 인장강도 및 경도는 최대로 되며 충격인성 값의 큰 감소는 없었다.
- 5) 350°C 이상의 고온에서 오스템퍼링하면 경도는 크게 감소되지 않으며, 400°C의 온도에서는 잔류오스테나이트내에 탄화물이 석출하였다.

#### 5. 후 기

본 연구는 한국학술진흥재단의 1991년도 자유공모과제 연구비 지원에 의하여 수행되었으므로 이에 감사를 드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. M.Johanson : Transactions of AFS, 85,(1977), 117.
2. J. Dodd : Morden Casting, 68, 5(1975), 60.
3. 鹽川 忠 : 鑄物, 56, 6,(1975), 362.
4. T. Oakwood and D.Diesburg : 2nd International Conference on ADI Univ. of Michigan, (1986), 123.
5. 小林俊郎 : 鑄鍛造 と 热處理, 5,(1971), 1.
6. 鹽川 忠 : 鑄物, 60, 3, (1988), 179.
7. 上田淑完, 灑田光晴, 平光宏行, 安藤壽明 : 鑄物, 60, 7,(1988), 461.
8. 川本 信, 李漢英, 岡林邦父 : 鑄物, 60, 6, (1988), 365.
9. 백승호, 강인찬 : 대한금속학회지 Vol.27, No. 5, (1989), 428~435.

10. B.D. Cullity : Elements of X-ray diffraction, third-printing,(1967), 104~136, 278~429.
11. 小林俊郎, 新家光雄, 山本浩喜 : 鑄物, 58, 4, (1988), 53~55.
12. 河部昭雄, 苦林 太, 小林俊郎 : 鑄物, 59, 2, (1987), 104.
13. M. Johannson : "Properties and Applications of Austempered Austenitic Bainite and Ductile Cast Iron" 45th International Foundry Congress, Budapest,(1978), 22.