

論 文

球狀黑鉛鑄鐵의 混合組織 및 強靱성에 미치는 合金元素와 特殊熱處理의 影響

김석원, 이의권, 심재환

Effects of the Alloying Elements and Special Heat Treatment on the Multi-phase (Ferrite-Bainite-Martensite), Strength and Toughness in Ductile Cast Iron

Sug-Won Kim, Eui-Kweon Lee and Jae-Hwan Sim

Abstract

Ductile cast iron has a good ductility and toughness than those of gray cast iron, because the shape of graphite is spheroidal. Also, it has been reported that additional strengthening and toughening of the ductile cast iron can be obtained from the proper combination of matrix structures by the heat treatment and addition of alloying elements. In this study the effect of special heat treatment and addition of alloying elements(Ni, Mo) on the multi-phase(ferrite-bainite-martensite) structures, strength and toughness of ductile cast iron were studied systematically.

In water quenching from 770°C, the martensite volume(%) increased, but the ferrite volume(%) decreased with increment of Ni content.

In as cast, pearlite volume(%) and hardness increased with increment of Mo and Ni contents. And with the increment of the destabilization austempering holding time, the bainite volume(%) increased but the martensite volume(%) decreased.

As destabilization austempering holding time is same, bainite volume(%) decreased, martensite increased with the increment of Ni and Mo contents.

The hardness and tensile strength decreased, but impact energy increased with the decrease of Ni and Mo contents, and increment of holding time of destabilization austempering treatment.

(Received August 25, 1993)

1. 서 론

현재 구상흑연주철의 강인화 요구에 따라서 구상흑연주철의 기계적 성질을 향상시키기 위한 연구가 활발히 진행되고 있다. 지금까지의 연구결과를 종합<sup>1)</sup>하여 보면 구상흑연주철은 그 화학성분이나 주조조건 및 열처리 등에 따라 인성이 우수한 페라이트 기지로부터 강도가 높은 베이나이트 기지까지 폭넓은 기지조직이 있으므로 구상흑

연주철의 기계적 성질을 개선시키기 위해서는 기지조직을 강인화해야 된다. 지금까지 보고된 바에 의하면 기지조직의 강인화방법에는 열처리방법<sup>2~7)</sup> 및 합금원소 첨가방법<sup>8~13)</sup> 등이 있다.

또한 구상흑연주철의 강인화의 한 방법으로 합금원소 첨가 및 변태와 석출을 억제시켜 3상혼합조직을 얻을 수 있는 특수열처리를 실시하면 강도와 인성을 함께 향상시킬 수 있다고 생각된다.

전북대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Chonbuk National University)

따라서 본 연구에서는 3상(페라이트-베이나이트-마르텐사이트) 혼합조직의 구상흑연주철을 얻기 위하여 페라이트화 열처리를 실시한 시편을 일정한 ( $\alpha + \gamma + G$ ) 공석변태온도로 가열하여 일정 시간 유지시킨 후, 베이타이트 변태온도로 유지된 염욕에서 특수열처리인 불완전 오스탬퍼링 (destabilization austempering)을 실시하였다. 이때 베이나이트로 변태되지 않은 오스테나이트를 마르텐사이트로 변태시키기 위하여 수냉하였다. 상기와 같은 특수열처리와 합금원소 첨가가 구상흑연주철의 3상(페라이트-베이나이트-마르텐사이트)의 변태 및 강인성에 어떠한 영향을 미치는지를 연구하였다.

2. 실험방법

2.1 시험편 제작 및 열처리

시험편은 고주파유도로(1kHz)를 이용하여 선철, 전해 Ni, Fe-60Mo, 가탄제(고정탄소 : 98%) 및 Fe-75Si를 장입하여 용해하였다. 용탕을 1520°C까지 승온시켜 탈황처리를 한 후 래들에서 Fe-45Si-4.5Mg합금의 구상화제로 구상화처리를 실시하고 CO<sub>2</sub>주형에 1420°C에 주입하여 Y-block을 제작하였다. 이 Y-block으로부터 압탕부를 제거한 후 충격(10×10×5mm), 인장시험편(5mmφ) 및 조직관찰과 경도측정을 위한 소형 시험편(10×10×10mm)을 가공하여 사용하였다. 시험편의 화학조성은 Table 1과 같다.

시험편의 초기조직을 페라이트 조직으로 하기 위하여 진공열처리로에서 페라타이징 열처리를 하여 균일한 페라이트 조직을 얻었다. 이 페라이트 조직으로부터 3상혼합조직을 얻기 위해서 Fig. 1과 같은 특수열처리(불완전 오스탬퍼링)를 실시하였다.

특수열처리는 고온염욕으로는 연욕(Pb bath)

을 사용하고 고온에서 Pb의 증발을 방지하기 위하여 K<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> : Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> : NaCl을 1 : 1 : 1로 혼합하여 covering<sup>14)</sup>하였으며 저온염욕은 KNO<sub>3</sub> : NaNO<sub>3</sub>를 1 : 1로 혼합하여 사용하였다.

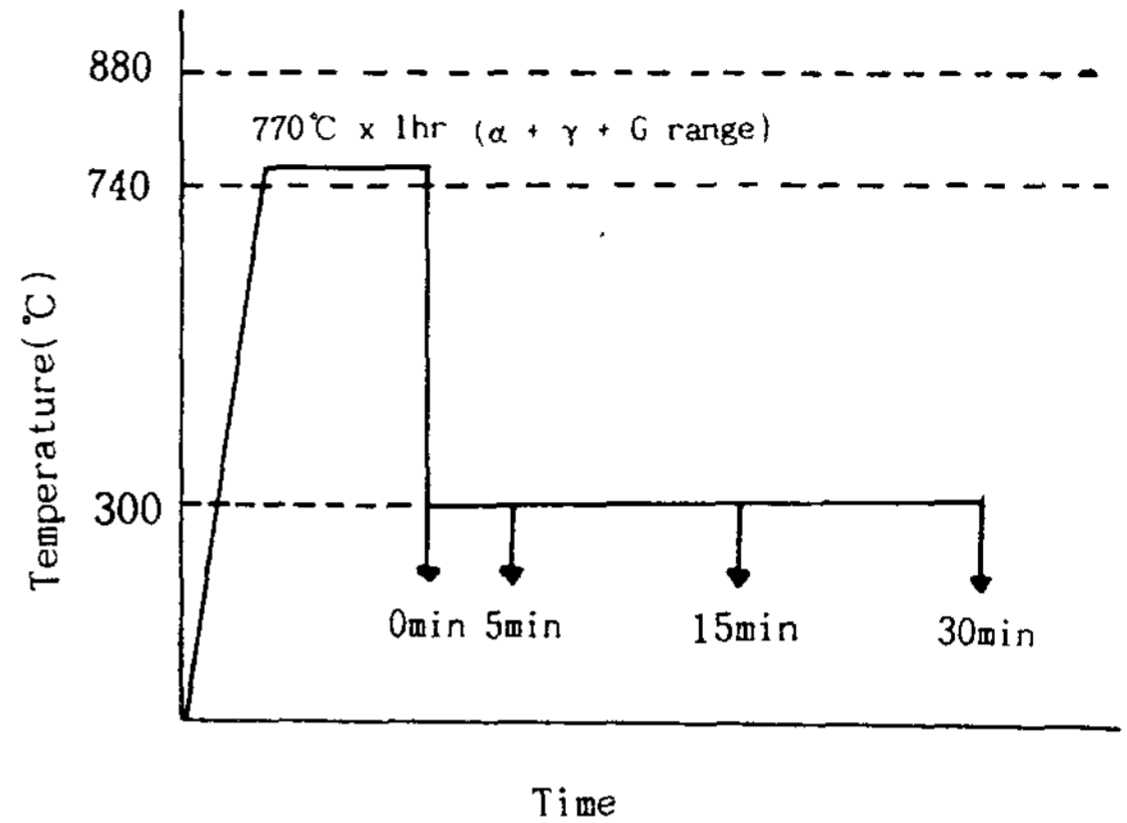


Fig. 1. Schematic diagram of special heat treatment destabilization austempering for multi-phase(ferrite bainite-martensite) structure.

2.2 조직관찰 및 X선 회절시험

각 시험편을 #200~#1,200의 연마지로 연마한 후 1.0μm, 0.3μm, 0.05μm의 알루미나분말을 사용하여 최종연마를 실시하여 2% nital용액(2% HNO<sub>3</sub> + Ethyl alcohol)으로 부식시켜 관찰하였다.

잔류 오스테나이트는 X선 회절법으로 측정하여 잔류 오스테나이트 부피분율(V<sub>r</sub>)은 R. L. Miller방법<sup>15)</sup>에 의하여 다음과 같이 계산하였다.

$$V_r = \frac{1.4 I_r}{I_\alpha + 1.4 I_r} \times 100$$

I<sub>r</sub> : 오스테나이트의 적분강도

[(200)<sub>r</sub>, (311)<sub>r</sub>의 평균]

I<sub>α</sub> : 페라이트의 적분강도 (211)<sub>α</sub>

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

Element Specimen	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Mo
Ni-DCI	3.52	2.5	0.18	0.071	0.018	0.043	0, 0.6, 1.8, 2.5	
Mo-DCI	3.80	2.7	0.16	0.068	0.014	0.041		0, 0.2, 0.6 1.0, 1.3

### 2.3 상분율 및 기계적 성질 측정

각 시편의 각상의 부피분율을 측정하기 위하여 화상분석기를 사용하고  $7687\mu\text{m}^2$ 를 기준으로 하여 영상분석을 7회 반복 실시하여 최대값과 최소값을 제외한 나머지를 산술평균하여 구하였다.

충격시험은 no-notch 충격시편을 샤르피충격 시험기를 이용하여 측정하였고, 인장시험은 full scale : 5ton, cross head speed : 1mm/min, chart speed : 5cm/min의 조건으로 시험하였다.

경도시험은 소형시편을 연마를 한 후  $1\mu\text{m}$ ,  $0.5\mu\text{m}$ ,  $0.3\mu\text{m}$ 의 알루미나 분말로 미세연마를 실시하여 록크웰경도기(B scale, 하중 100kg, 하중 시간 15sec)로 7회 반복 측정하여 최대값과 최소값을 제외한 나머지 값을 산술평균하여 구하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 기지조직에 미치는 Ni, Mo의 영향

Ni과 Mo첨가에 의한 주방상태 기지조직의 변화를 Photo 1에 나타내었다. 사진에서 F는 페라이트, P는 펄라이트, G는 구상흑연을 나타내고 있다.

Photo 1 (a)는 무첨가 시편의 주방상태조직이며, 응고가 제일 느린 공정계면에 펄라이트의 안정화 원소인 C, Mn 등의 편석으로 공정계면에 펄라이트가 많이 나타나 있다. Photo 1 (b), (c)는 0.6%Ni, 2.5%Ni이 첨가된 시편의 주방상태의 조직사진으로서 Ni량이 증가할수록 공석변태 온도가 저하되므로 응고과정중 오스테나이트에서 세멘타이트의 석출량이 많아지게 되어 공석변태시 펄라이트양이 증가되므로 전체적으로 펄라이트량이 증가되어 나타났다. 또한 Ni량이 증가할수록 펄라이트량이 증가함으로써 bull's eye 조직에서 페라이트 환(環)의 크기가 작아졌음을 알 수 있었다. (d), (e)는 0.6%Mo, 1.3%Mo이 첨가된 시편의 주방상태의 조직사진이다. Mo는 오스테나이트화 변태온도를 상승시켜 페라이트를 생성시키는 합금원소<sup>16)</sup>로 알려져 있지만 본 연구에서는 펄라이트량이 증가되었음을 알 수 있었고, Mo량이 증가되므로 기지조직이 bull's eye 상태와 퍼얼라이트 중에 일부 베이나이트, 마르텐사이트로 변태되어 나타났음을 알 수 있었다.

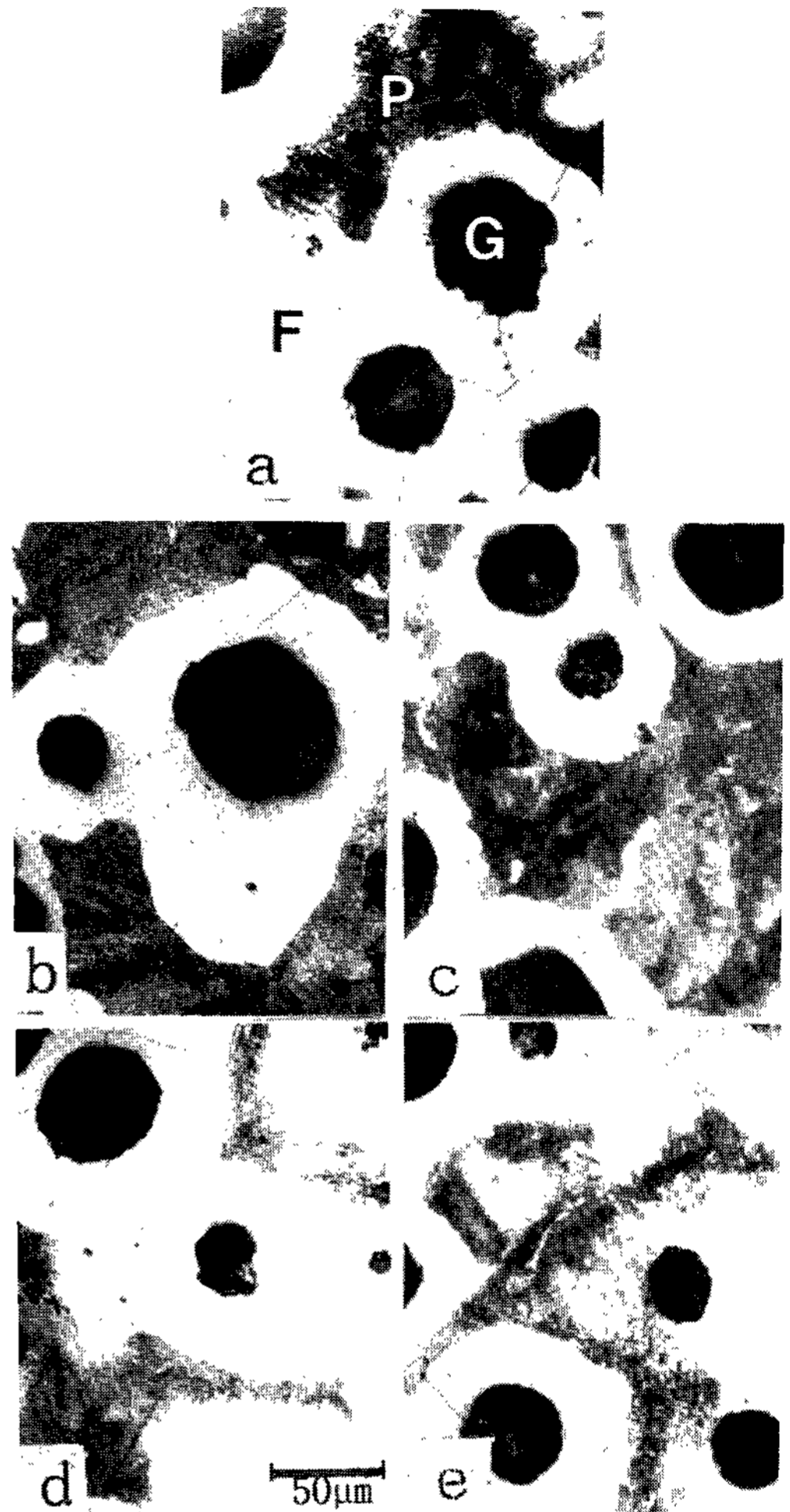


Photo 1. Microstructures of as-cast DCI with alloying addition(Ni, Mo).  
(a) 0% (b) 0.6%Ni (c) 2.5%Ni  
(d) 0.6%Mo (e) 1.3%Mo

또한 Mo량이 증가됨으로써 흑연의 크기가 감소되었다. 이러한 원인은 Mo이 흑연생성을 지연시키며 탄화물의 생성원소이기 때문으로 생각된다.

Fig. 2는 Ni, Mo의 첨가량과 펄라이트량 및 경도와의 관계를 나타낸 그림이다. Ni량이 증가할수록 펄라이트량이 증가하므로 경도값이 증가되었다. 또한 Mo량이 증가함에 따라 경도값도 증가하였다. 이는 탄화물의 생성원소인 Mo의 증가와 함께 기지조직중의 펄라이트와 페라이트내에 일부 베이나이트 및 마르텐사이트가 변태되어 혼재되어 있기 때문으로 생각된다.

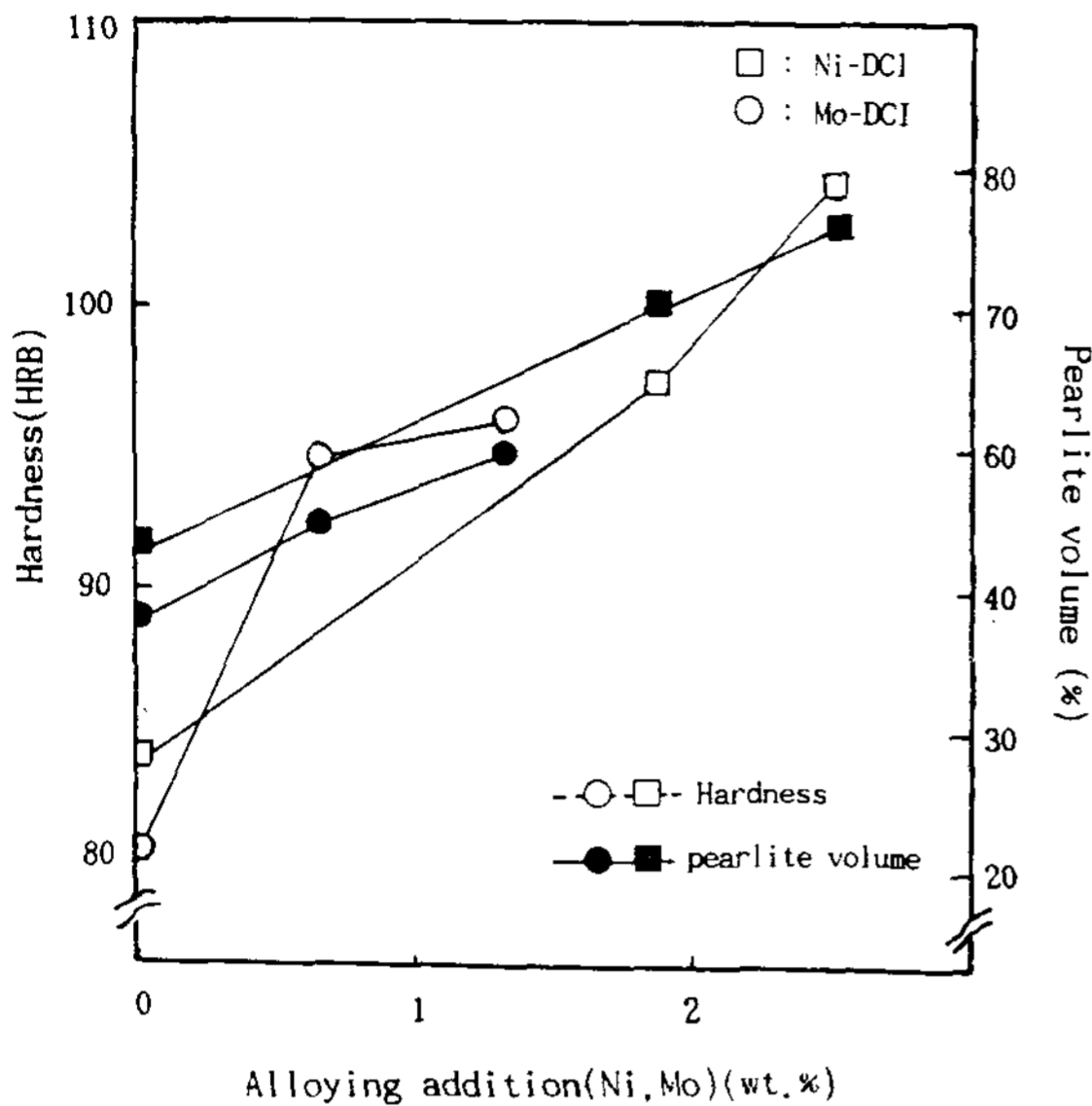


Fig. 2. Variation of hardness and pearlite volume (%) with alloying addition (Ni, Mo).

### 3.2 3상 혼합조직에 미치는 특수열처리와 Ni, Mo의 영향

#### 3.2.1 3상 혼합조직에 미치는 특수열처리의 영향

Photo 2는 무첨가시편의 조직을 3상혼합조직으로 얻기 위해서 불완전 오스테퍼링 열처리곡선인 Fig. 1과 같이 770°C에서 1시간 유지한 후 300°C에서 0분, 5분, 15분 및 30분의 서로 다른 시간을 유지한 후 수냉한 조직사진이다.

사진에서 검은 부분은 베이나이트(B), 회색부분은 페라이트(F), 비교적 흰 부분이며 도상(Island shape)으로 나타나 있는 마르텐사이트(M)를 각각 나타내고 있다.

(a)는 (α+r+G)구역의 770°C의 연욕에서 1시간 유지한 후 즉시 수냉처리한 조직으로서 오스테나이트가 전부 마르텐사이트로 변태되어서 그 결과로 페라이트와 마르텐사이트의 2상혼합조직이 나타나 있으며, (b)는 5분동안 유지한 수냉처리한 조직사진으로 오스테나이트의 일부는 베이나이트로 변태되었고 미변태 오스테나이트는 급랭을 해줌으로써 마르텐사이트로 된 3상(페라이트+마르텐사이트+베이나이트) 혼합조직이다. (c)와 (d)의 조직사진도 각각 15분, 30분동안 유지한 후 수냉한 조직사진이며 전체적으로 볼때

유지시간이 길어짐에 따라 베이나이트의 함온변태가 일어나 베이나이트의 양은 증가되고 마르텐사이트의 양은 감소되었음을 알 수 있었다. 베이나이트 변태는 흑연 주위보다는 흑연과 흑연 사이의 공정계면에서 더욱 많이 관찰할 수 있는데 이는 계면에 C와 Mn의 편석으로 계면의 오스테나이트화 온도를 저하시키기 때문에 흑연립 주위보다는 계면에서 오스테나이트화가 먼저 일어나 이 오스테나이트가 불완전 오스테퍼링에 의하여 베이나이트 및 마르텐사이트로 변태되어 공정계면에 많이 나타났다.

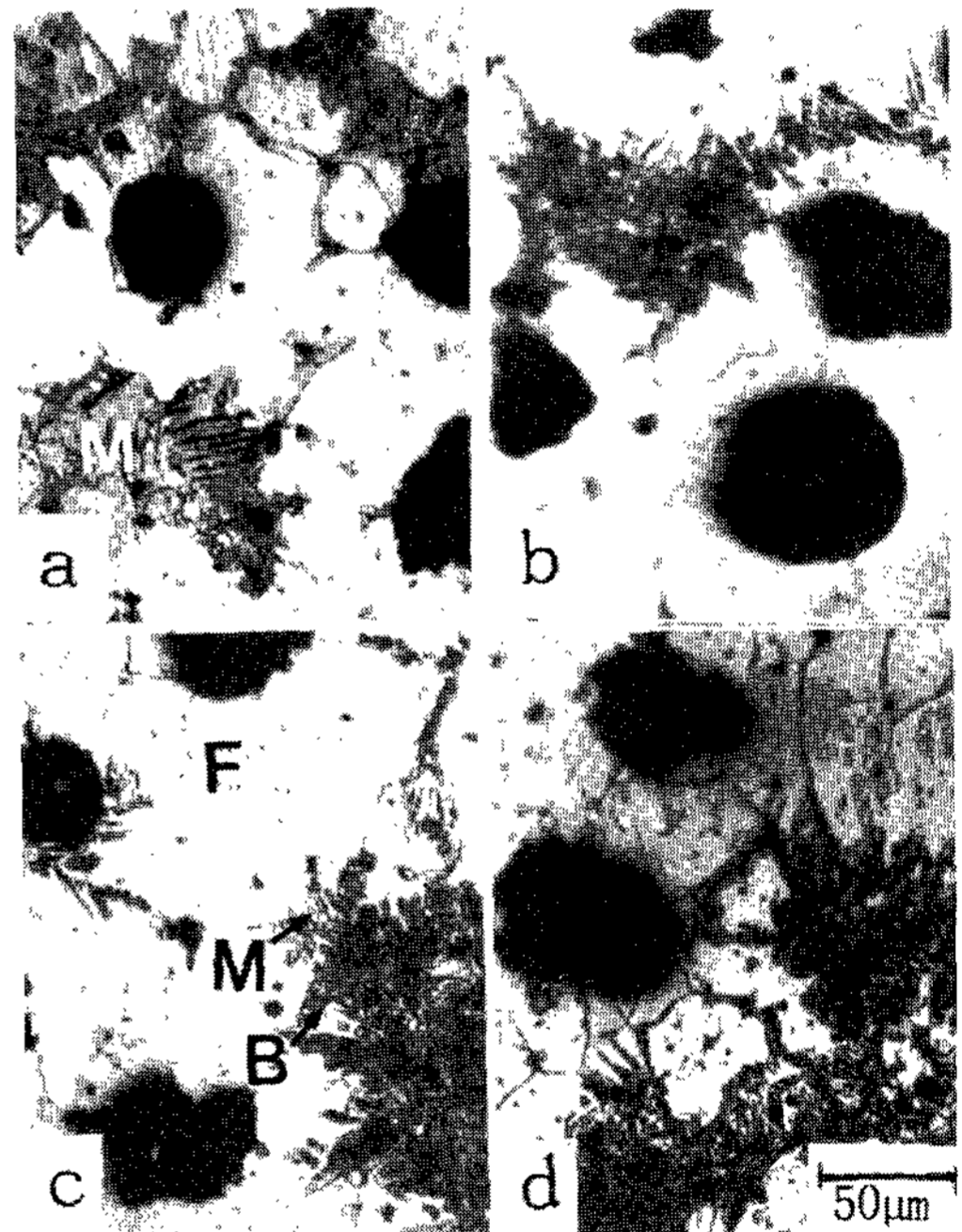


Photo 2. Micrographs of unalloyed specimens austempered at 300°C for various times after austenitizing at 770°C for 1hr. (a) 0min (b) 5min (c) 15min (d) 30min

#### 3.2.2 3상혼합조직에 미치는 Ni, Mo의 영향

Photo 3,4는 각각 1.8%N, 2.5%Ni을 첨가한 시편을 770°C에서 1시간동안 유지하여 페라이트와 오스테나이트로 유지시킨 후 하부베이나이트 변태온도인 300°C에서 서로 다른 시간을 유지한 후 수냉시켜 얻은 시편의 조직사진이다. Photo 3, 4의 (a)는 0초동안 유지시켰으므로 페라이트+마르텐사이트의 2상혼합조직이며 이때에는 흑

연주위 및 공정계면에 많은 마르텐사이트(수냉 전에는 오스테나이트임)의 조직이 분포되어 있음을 알 수 있었다. 이는 페라이트 기지조직의 시편을 770°C로 가열할 때 오스테나이트화 온도 및 가열속도에 따라서 오스테나이트의 분포상태가 다르게 나타나기 때문이다. 즉 Photo 3, 4의 (a)에서는 Photo 2의 (a)인 무첨가보다 Ni량이 증가되어 Ni이 흑연 주위에 편석하여 흑연 주위의 오스테나이트화 온도를 저하시켜 흑연 주위에 오스테나이트상이 많이 생성되었으며 C, Mn의 편석으로 역시 공정계면에도 오스테나이트상이 많이 생성되었다. 또한 Ni첨가량이 증가함으로써 오스테나이트변태가 많이 일어났음을 알 수 있다. 이는 Ni이 오스테나이트화 온도를 저하시키는 원소이기 때문이다.

Photo 3, 4의 (b)~(d)는 유지시간의 변화에 따른 조직으로서 유지시간이 증가할수록 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하는 것보다, 오스테나이트가 베이나이트로의 변태가 이루어짐으로써 베이나이트 양은 증가하는 한편, 마르텐사이트양은 감소됨을 알 수 있었다.

Photo 2, 3 및 4에서 마르텐사이트의 형상은 항온변태의 초기에 가늘고 끝이 뾰족하였으나 베이나이트 변태유지시간이 길어짐에 따라서 점차로 크기는 적어졌으며 구상으로 변화되었다. 이

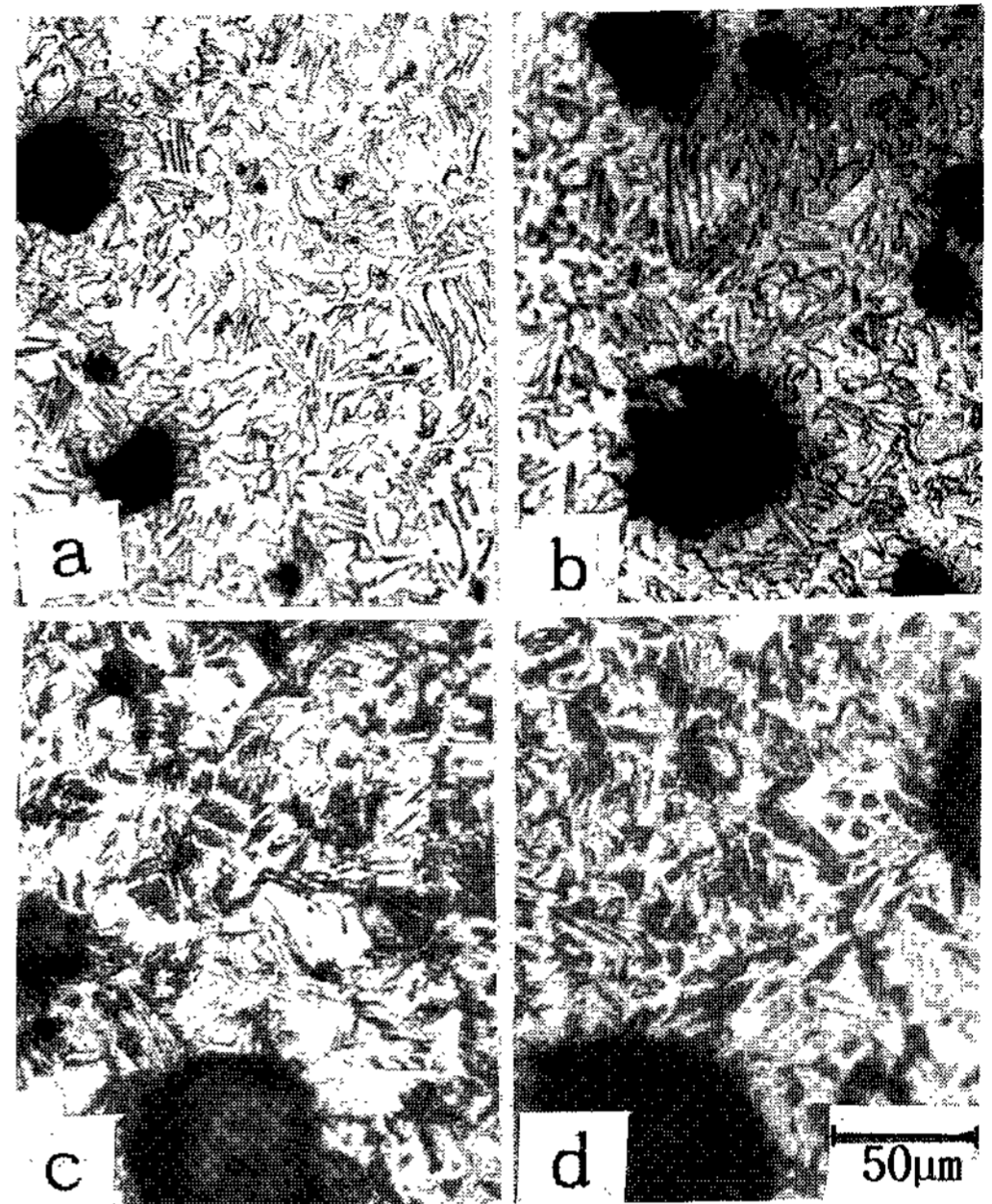


Photo 4. Micrographs of 2.5%Ni specimens austempered at 300°C for various times after austenitizing at 770°C for 1hr. (a) 0min (b) 5min (c) 15min (d) 30min

원인은 항온변태시간이 증가함에 따라서 베이나이트량이 증가되고 미변태의 오스테나이트의 결정립이 베이나이트 생성으로 인하여 짧아지면서

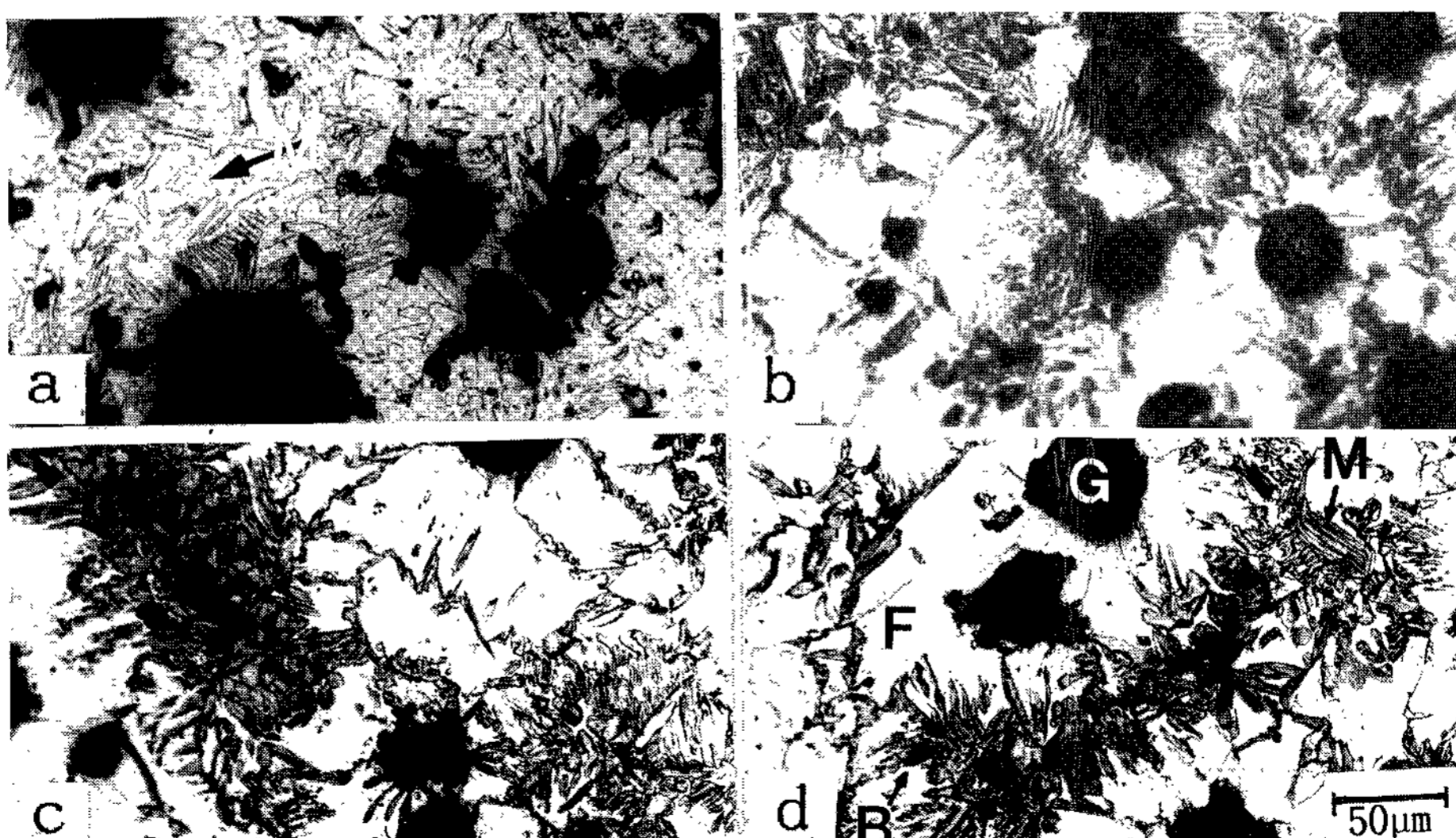


Photo 3. Micrographs of 1.8%Ni specimens austempered at 300°C for various times after austenitizing at 770°C for 1hr. (a) 0min (b) 5min (c) 15min (d) 30min

구상화되었기 때문이라고 생각된다.

Photo 2, 3 및 4의 (c)는 무첨가, 1.8%Ni 및 2.5%Ni시편을 공석변태구역인 770°C에서 1시간 가열한 후 300°C에서 15분간 유지한 후 수냉한 조직이다. Photo 3, 4의 (c)는 Photo 2 (c)보다 마르텐사이트의 양은 증가되었고, 페라이트량은 감소되었음을 알 수 있었다. 이는 오스테나이트화 온도에서 유지시간이 같을 경우라도 오스테나이트화 온도가 높은 시료에서보다 낮은 시료에서 오스테나이트의 변태량이 증가되었기 때문이다. 또한 베이나이트 항온 변태 온도유지시간이 같을 경우에도 무첨가시보다 Ni첨가량이 증가함에 따라 베이나이트량이 감소되었음을 알 수 있었다. 이 원인은 Ni첨가로 인해 연속냉각곡선에서 펄라이트, 베이나이트구역이 우측으로 이동되기 때문에 같은 시간동안 항온유지하여도 Ni첨가 시편이 무첨가 시편보다 상대적으로 베이나이트의 변태개시속도가 늦기 때문이다.

Photo 5와 6은 각각 0.2%Mo, 0.6%Mo을 첨가한 시편을 770°C에서 1시간 동안 유지한 후

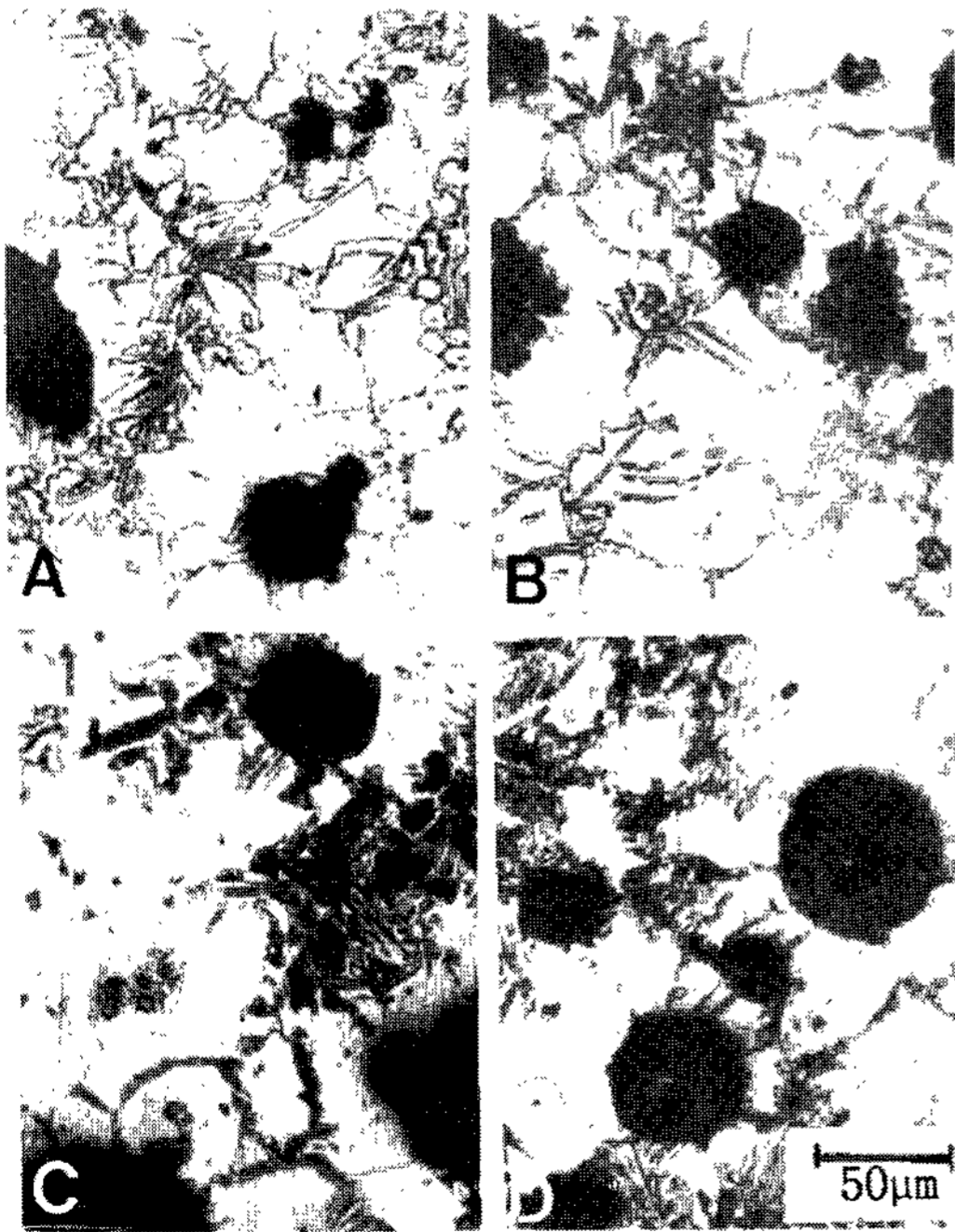


Photo 5. Micrographs of 0.2%Mo specimens austempered at 300°C for various times after austenitizing at 770°C for 1hr. (a) 0min (b) 5min (c) 15min (d) 30min

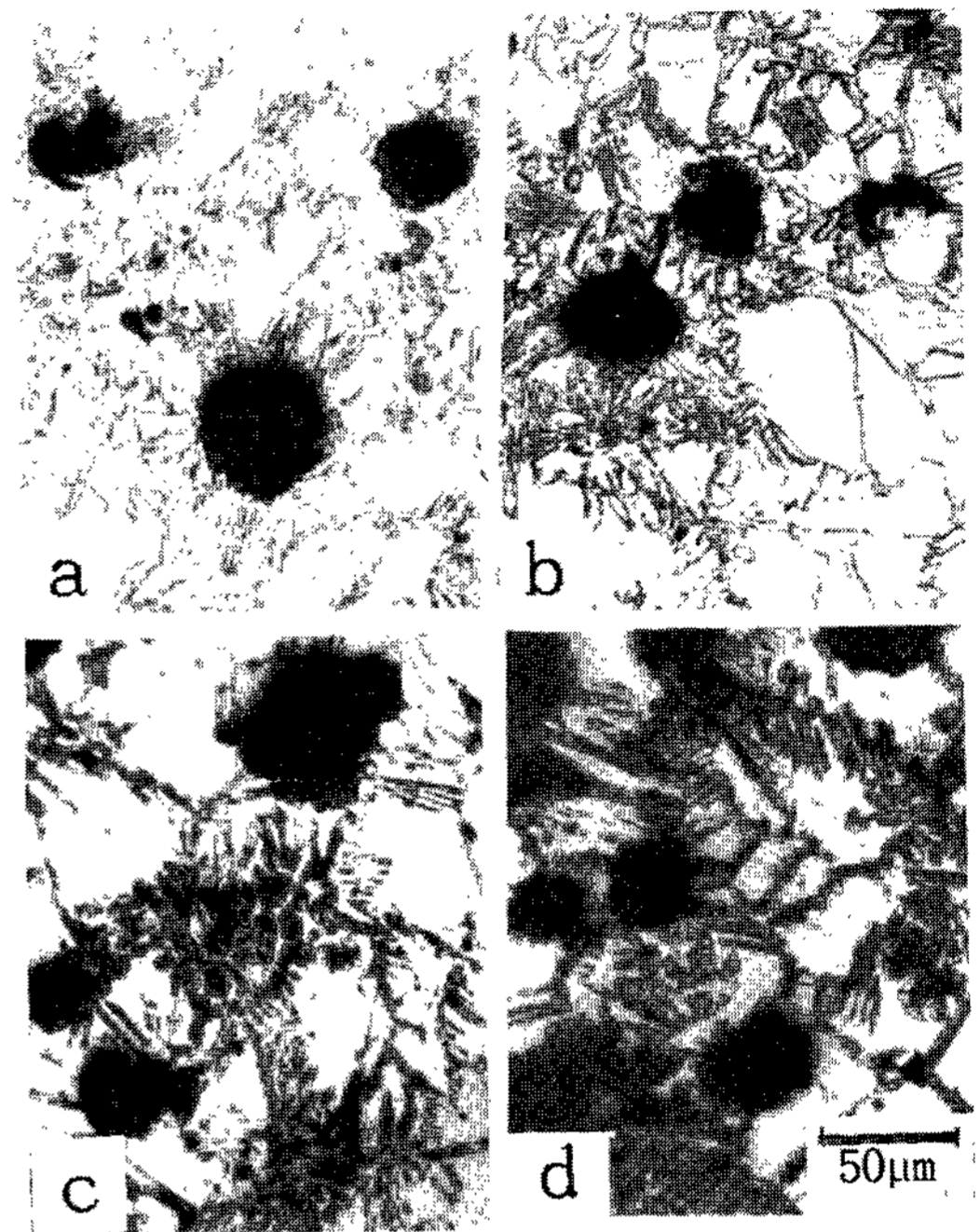


Photo 6. Micrographs of 0.6%Mo specimens austempered at 300°C for various times after austenitizing at 770°C for 1hr. (a) 0min (b) 5min (c) 15min (d) 30min

300°C에서 서로 다른 시간을 유지한 후 수냉시킨 조직이다. Photo 5, 6의 (a)는 오스템퍼링 온도에서 0초동안 유지시켰으므로 페라이트와 마르텐사이트의 2상혼합조직이다. Mo첨가량이 증가됨에 따라서 마르텐사이트량이 증가되었음을 알 수 있었다.

Photo 5, 6의 (b), (c) 및 (d)는 오스템퍼링 온도에서 각각 5분, 15분, 30분 유지시킨 후 수냉 처리한 시편의 조직사진으로 유지시간이 증가됨에 따라 베이나이트량은 증가되었고, 마르텐사이트량은 감소됨을 알 수 있었다. Mo이 증가함에 따라 베이나이트량과 마르텐사이트량은 증가하였는데 이는 Mo이 오스테나이트를 페라이트와 펄라이트로 분해하는데 요하는 시간을 지연시켜 베이나이트와 마르텐사이트 조직이 쉽게 나타나게 하기 때문이다<sup>17)</sup>. 또한 Mo은 연속냉각곡선을 우측으로 이동시켜 항온변태를 지연시키므로 같은 항온유지시간에서 Mo량이 증가함에 따라 베이나이트량은 감소되었음을 알 수 있었다.

### 3.3 강인화에 미치는 특수열처리와 Ni, Mo 합금 원소의 영향

Fig. 3은 Ni, Mo 시편을 불완전 오스템퍼링 후 유지시간에 따른 인장강도의 변화를 나타낸 그림이다. Ni첨가량이 증가함에 따라 인장강도는 증가함을 알 수 있었고, 오스템퍼링 유지시간이 증가함에 따라 인장강도는 감소함을 알 수 있었다.

Mo의 영향도 오스템퍼링 유지시간이 증가할수록 인장강도는 감소하고 Mo첨가량이 증가할수록 인장강도는 증가되었음을 알 수 있었다.

Ni 및 Mo시편에서 유지시간이 증가됨에 따라서 인장강도가 감소하는 현상은 베이나이트의 증가에 따른 마르텐사이트 감소의 원인이다. Ni, Mo첨가량이 증가하므로 마르텐사이트 및 베이나이트가 증가하기 때문에 인장강도는 증가되어 강화되었음을 알 수 있었고, 또한 Ni보다 Mo이 더욱 강화효과가 큼을 알 수 있었다.

Fig. 4는 Ni 및 Mo첨가량과 오스템퍼링 유지시간에 따른 충격치와의 관계로 Ni 및 Mo첨가

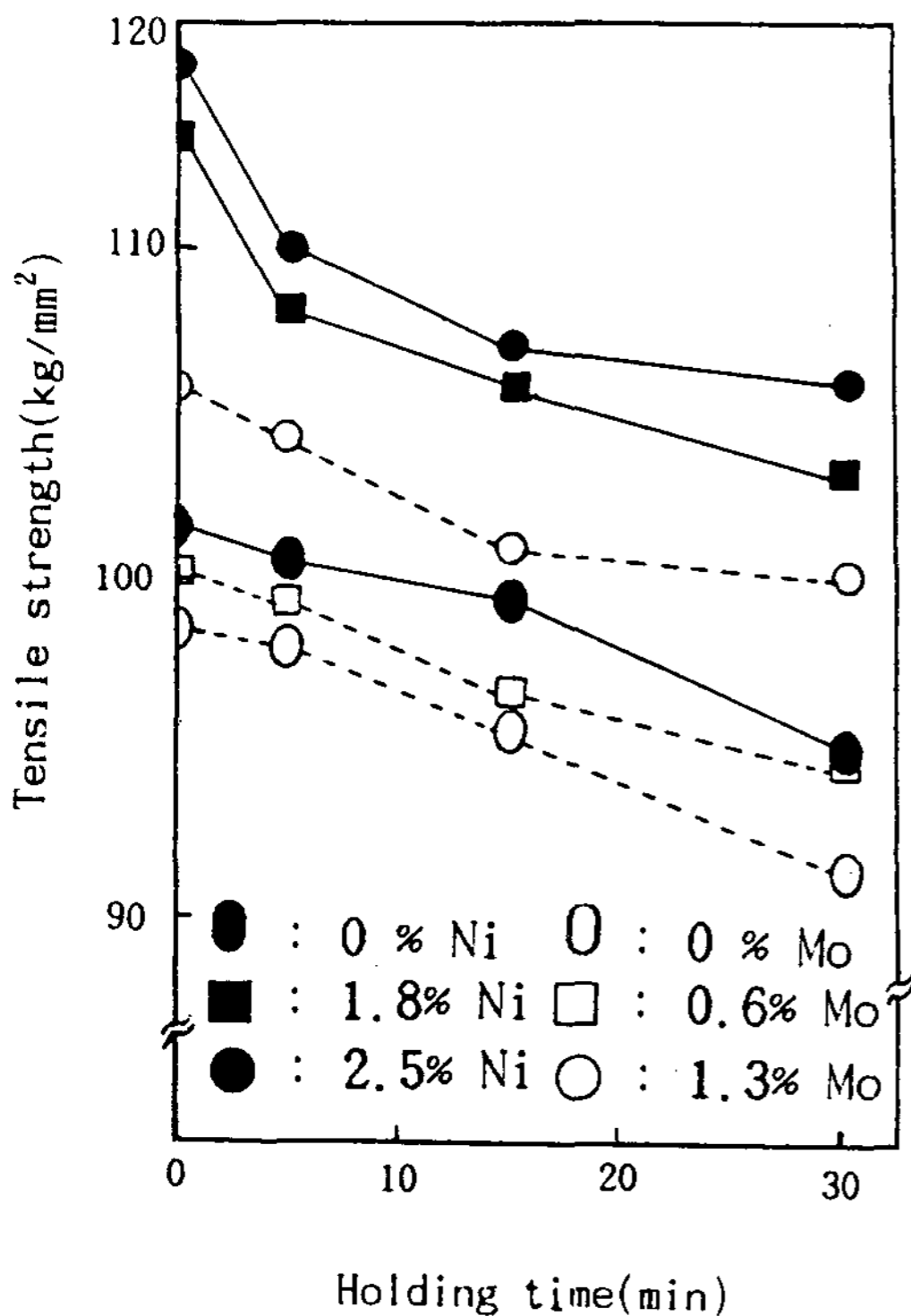


Fig. 3. Variation of tensile strength with holding time of austempering and contents of alloying elements.

량이 증가함에 따라 충격치는 감소하고 반면 항온변태 유지시간이 증가함에 따라 충격치는 증가하였다. 이는 유지시간이 증가함에 따라 베이나이트량이 증가되므로 충격치도 증가하였고, 오스테나이트상이 구상흑연주철의 파괴의 시작점인 흑연-기지계면과 공정계면의 대부분에서 형성되어 오스템퍼링에 의한 베이나이트 형성으로 파괴의 기점이 강인화되었기 때문이라고 생각된다.

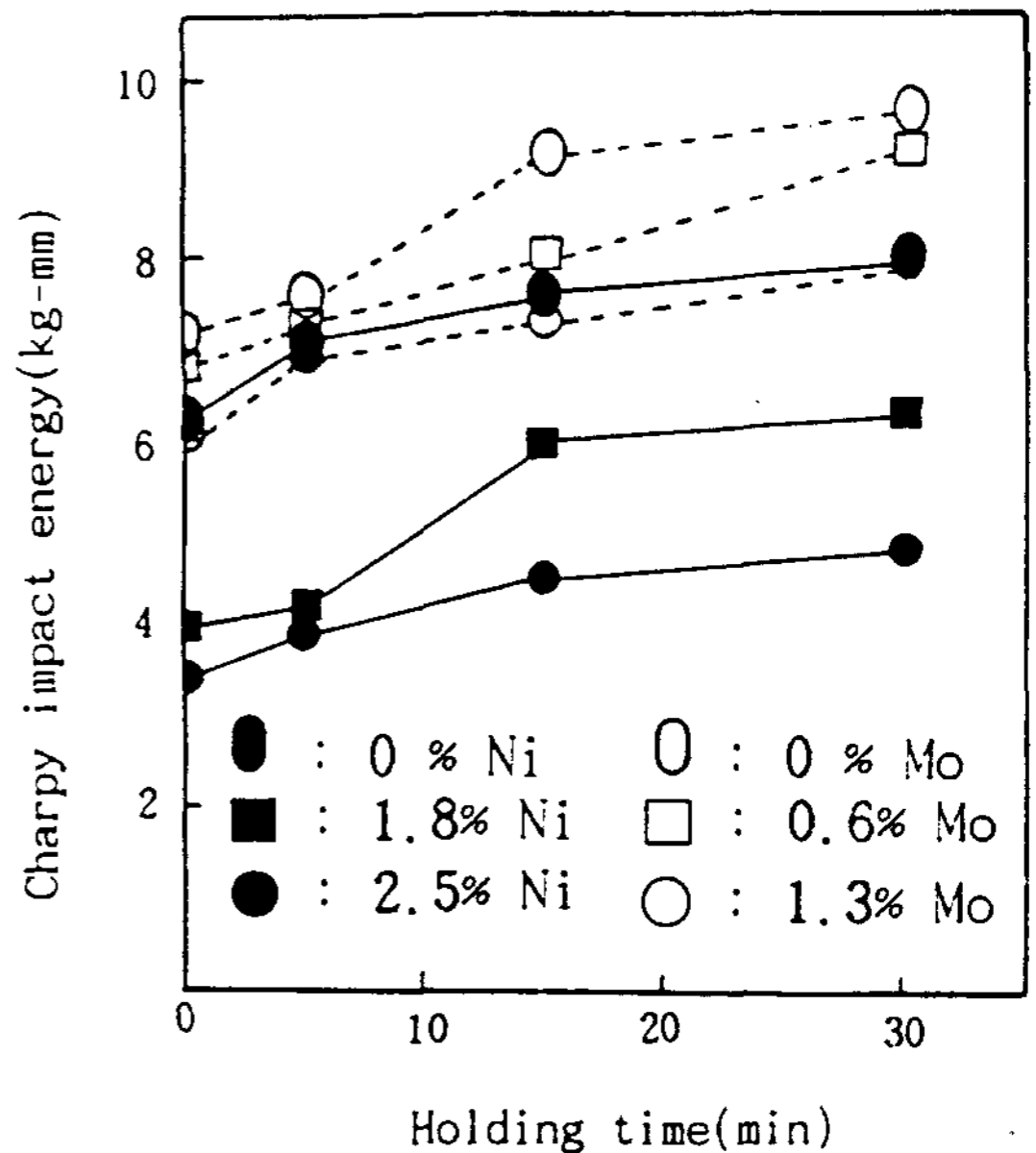


Fig. 4. Variation of Charpy impact energy with holding time of austempering and contents of alloying elements.

또한 변태유지시간이 길어지므로 마르텐사이트량이 감소되고 전체적으로 베이나이트량이 증가되기 때문에 충격치는 증가되었다. 또한 Ni, Mo량이 증가함으로써 시편의 오스테나이트화시 페라이트의 많은 양이 오스테나이트로 변태되어 페라이트의 양이 오스테나이트에 비하여 상대적으로 감소되므로 Ni, Mo량이 증가함에 따라 충격치는 저하되었다. 특히 Mo첨가량이 증가함에 따라 충격치가 감소에 영향을 주는 것은 Mo이 탄화물을 생성하는 원소이기 때문으로 생각된다.

Photo 7는 0.6%Ni을 첨가한 시편을 770°C에서 1시간 동안 유지한 후 베이나이트 변태구역인 300°C에서 서로 다른 불완전 오스템퍼링 시

간을 유지한 후 수냉한 시편의 파단면 사진이다. 사진에서 알 수 있는 바와 같이 오스템퍼링 유지시간이 증가할수록 취성파면인 river pattern에서 연성파괴의 특징인 dimple pattern으로 변화되어 나타났음을 알 수 있었다. 이는 유지시간이 증가함으로써 베이나이트량이 증가하기 때문이다.

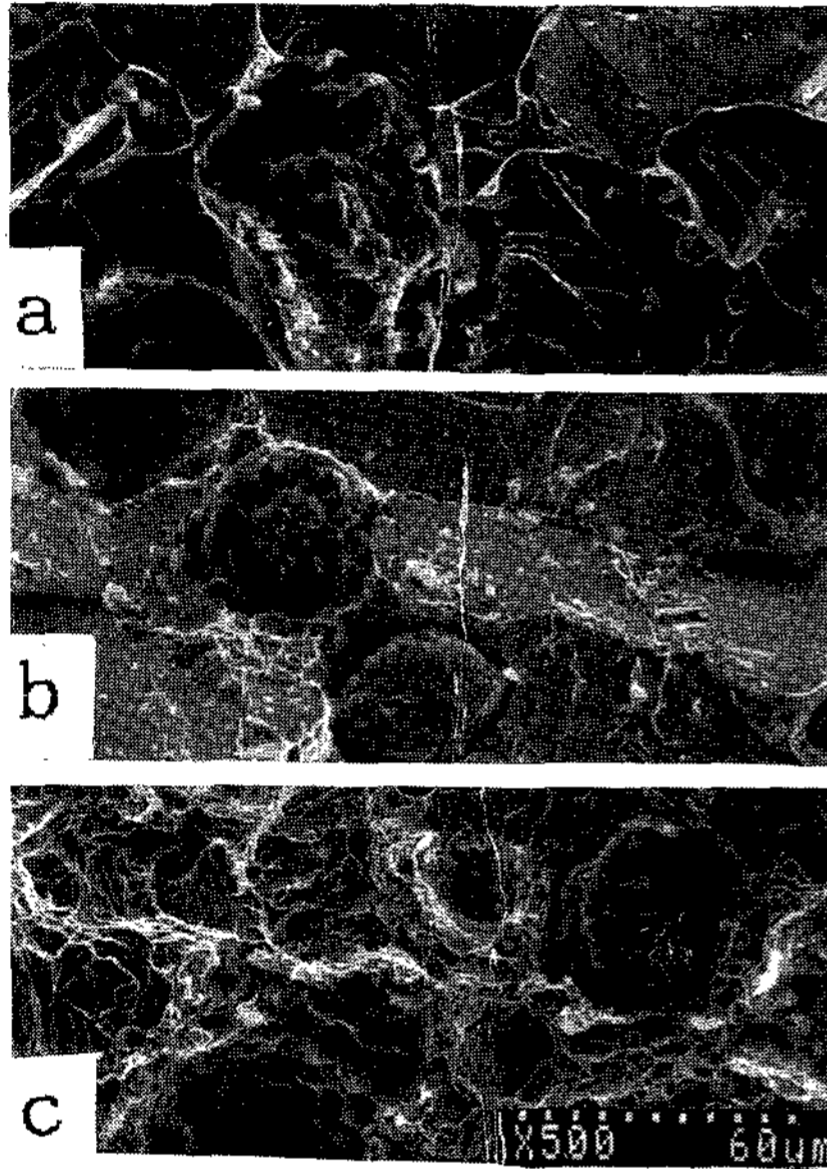


Photo 7. SEM fractographs of 0.2%Ni specimens austempered at 300°C for various times after austenitizing at 770°C for 1hr.  
(a) 5min (b) 15min (c) 30min

Fig. 5은 Ni과 Mo량과 오스템퍼링 유지시간에 따른 잔류 오스테나이트량과의 관계를 나타낸 그림이다. 오스템퍼링 유지시간이 증가할수록 잔류 오스테나이트량은 증가하였고 Ni첨가량이 증가할수록 잔류오스테나이트량은 증가하였다. 이는 오스템퍼링 유지시간이 증가할수록 베이나이트 변태시 오스테나이트에서 토출된 탄소가 미변태 오스테나이트에 고용되므로 미변태 오스테나이트의 탄소농도가 증가되어 수냉시에 마르텐사이트로 변태되지 않고 미변태 오스테나이트로 잔류하기 때문에 잔류오스테나이트량이 증가되었다. 또한 Ni첨가량이 증가함에 따라 오스테나이트화 온도를 저하시키며, 오스테나이트 안정화원소이기 때문에 잔류 오스테나이트량은 증가되었다.

또한 Mo의 경우도 불완전 오스템퍼링 유지시

간이 증가할수록 잔류오스테나이트량은 증가하였고, Mo첨가량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트량도 증가하였다.

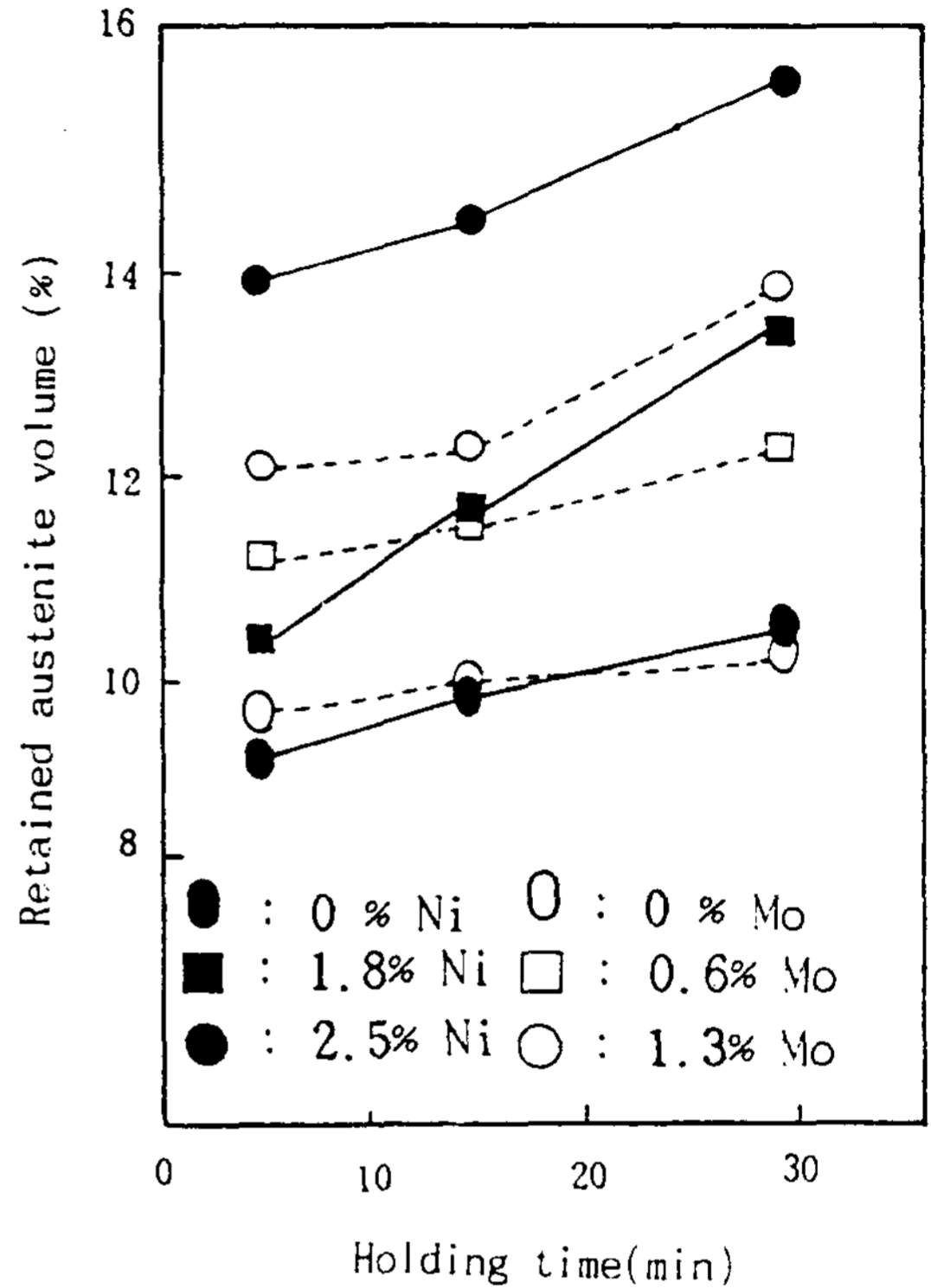


Fig. 5. Variation of retained austenite volume(%) with holding time of austempering and contents of alloying elements.

#### 4. 결 론

3상(페라이트-베이나이트-마르텐사이트) 혼합 조직의 구상흑연주철을 얻기 위하여 특수열처리(불완전 오스템퍼링)을 실시하였다. 이렇게 하여 제조된 구상흑연주철의 혼합조직(페라이트-베이 나이트-마르텐사이트) 및 강인성에 합금원소(Ni, Mo)와 특수열처리(불완전 오스템퍼링)가 어떠한 영향을 미치는 지를 연구 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1)  $(\alpha + \gamma + G)$ 의 공석변태구역인 770°C에서 수냉시 마르텐사이트와 페라이트로 된 2상혼합 조직을 얻을 수 있었으며, Ni, Mo이 증가함에 따라서 마르텐사이트의 양은 증가하고 페라이트량은 감소되었다. 이때 높은 인장강도와 낮은 충격



치를 나타내었다.

2) 주조상태에서는 Ni, Mo첨가량이 증가함에 따라 펄라이트량 및 경도는 증가하였다. 불완전 오스템퍼링시 마르텐사이트, 페라이트, 베이나이트의 3상혼합조직을 얻을 수 있었으며 항온변태 유지시간이 증가함에 따라 베이나이트량은 증가하였고, 마르텐사이트량은 감소되었다.

3) 동일한 항온변태온도 유지시에도 Ni 및 Mo량이 증가하면 베이나이트의 양은 감소하였고, 마르텐사이트량은 증가하였다. 항온변태 유지시간이 증가함에 따라서 마르텐사이트의 형상은 길고 끝이 뾰족한 형태에서 점차 구상으로 변화되었다.

4) 불완전 오스템퍼링 처리시 Ni 및 Mo첨가량이 증가함에 따라 경도, 인장강도는 증가하나 충격치는 감소하였고, 유지시간이 증가함에 따라 인장강도는 감소하나 충격치는 증가하였다. 또한 Ni 및 Mo량의 증가와 유지시간이 증가함에 따라 잔류오스테나이트량도 증가하였다.

### 후 기

본 연구는 1992년도 교육부 지원 한국학술진흥재단의 자유공무(지방대학육성) 과제학술연구 조성비 지원에 의한 것으로서 연구비 지원에 감사드립니다.

### 참 고 문 헌

1. J. E. Rehder : AFS Trans., 27 (1949) 549
2. S. K. Yu, C. R. Loper Jr., N. H. Cornell :

- AFS Trans., 97 (1986) 557
3. N. K. Datta, N. W. Eugel : AFS Trans., 8 (1960) 569
4. J. N. Rouns, K. B. Rundman : AFS Trans., 93 (1985) 705
5. J. E. Rehder : AFS Trans., 27 (1949) 549
6. G. J. Cox : Foundry Trade Journal, 134 (1974) 714
7. Y. Kawano, S. Yamamoto, N. Inoyama : Imono, 59 (1987) 9, 531
8. M. Aoyama, T. Yokoi, T. Kobayashi : Imono, 58 (1986) 3, 48
9. S. W. Kim : Jujo, 5 (1982) 12, 66
10. H. L. Morgan : The British Foundryman, February (1987) 98
11. Y. Ueda, N. Wade : Imono, 51 (1979) 8, 480
12. 小林俊郎 : 日本金屬學會會報, 45 (1981) 2, 155
13. H. G. Gerlach : Metallurgia, November (1965) 215
14. American Society for Metals : Metal Hand Book, Eighth Ed., Vol. 2, 66
15. R. L. Miller : Trans., ASM, 57 (1964) 892
16. Molybdenum-HISH Strength Glay Iron, CLIMAX
17. D. A. Porter, K. E. Easterling : Phase Transformation in Metals and Alloy (1981) p. 193~197, 337