

論 文

구상흑연주철의 Mn성분과 펄라이트-베이나이트변태 처리의 변화가 미세조직에 미치는 영향

서 관 수, 예 병 준

**Changes of Microstructure due to Mn Element and Pearlite-Bainite
Transformation Treatment in Ductile Cast Iron**

Kwan-Soo Suh, Byung-Joon Ye

Abstract

The purpose of present investigation is to obtain ductile cast iron with ferrite-bainite matrix by pearlite-bainite transformation treatment. Ductile cast irons having three kinds of Mn amount had been manufactured. Mn increased pearlite volume fraction in as-cast ductile cast iron. Ductile cast irons of different pearlite fraction were austenitized at 875 °C for 230-350 sec or 925 °C for 130-170 sec followed by austempering at 300 °C or 400 °C for the various periods of time from 5 to 30 min. When specimen was austenitized for 130 sec at 925 °C and for 230 sec at 875 °C, pearlite was transformed into austenite. Bainite around graphite was found at 925°C for 170 sec. Bainite in grain boundary of ferrite was happened at 875°C for 350 sec. During the austempering process, acicular bainite was precipitated at 300°C and lath bainite was precipitated at 400°C. Increment in manganese content restrained bainitic transformation. Retained austenite was of little quantity.

1. 서 론

구상흑연주철은 기지조직에 존재하는 흑연이 응고과정에서 구상으로 정출된 주철로 구상으로 인한 notch effect의 감소효과¹⁾로 인해 인장강도, 인성 등의 기계적 성질이 우수하다. 또한 생산비가 강에 비해 저렴하므로 자동차부품²⁾, 공작기계의 부품 및 방위산업의 소재로서 지금까지 사용되었던 강의 대체재로 활용되고 있다. 최근에는 보다 강인한 재질을 요구함에 따라 기계적인 성질이 향상된 구상흑연주철에 대한 연구가 활발하게 진행되고 있다. 구상흑연주철의 강인성을 향상시

키는 방법으로 합금원소를 첨가하는 방법³⁾과 열처리에 의한 방법⁵⁻¹²⁾등이 있다.

구상흑연주철의 강인화 방법 중 파괴계면, 즉 흑연과 기지계면 또는 공정계면을 강인화하는 것에 대한 연구는 페라이트기지를 바탕으로 흑연립 주위에 마르텐사이트 또는 베이나이트를 갖는 이른바 hard eye 조직¹³⁾이나 주위에 마르텐사이트 또는 베이나이트기지에서 흑연립주위에 페라이트가 존재하는 soft eye 조직¹⁴⁾에 대하여 진행되고 있다.

이들 방법중에서 오스템퍼링처리가 가장 많이 연구되고 있다. 구상흑연 주철은 bull's eye 조직

경북대 금속공학과(Department of Metallurgical Eng., Kyungpook National University.)

Table 1. Chemical composition of specimens(wt%)

compo. Alloy No.	C	Si	Mn	P	Mg	Ni	Cr	Cu	S
ALLOY 1	3.68	2.75	0.25	0.051	0.050	0.051	0.032	0.014	0.013
ALLOY 2	3.55	2.67	0.48	0.044	0.039	0.017	0.033	0.014	0.010
ALLOY 3	3.34	2.55	0.65	0.043	0.035	0.016	0.032	0.014	0.010

일 때 흑연립을 에워 싸고 있는 연신율이 높은 페라이트와, 강도는 크나 연신율이 떨어지는 펄라이트로 이루어져 있다. 일반적으로 오스템퍼링 처리할 때 흑연립, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트의 혼합조직이 되므로 고강도, 고인성의 구상흑연주철을 만들 수 있지만 연신율은 주조상태보다 거의 향상되지 않거나 감소된다. 이는 연신율이 높은 페라이트가 아닌 다른 조직으로 변태되기 때문이다.

구상흑연주철을 공석온도 이상으로 급열하면 펄라이트의 좁은 층상간격으로 인해 짧은 확산시간에도 펄라이트가 오스테나이트로 변태된다. 이러한 오스테나이트조직은 베이나이트변태 온도로 퀴칭되었을 때 베이나이트로 변태하게 된다.

따라서 페라이트는 잔존시키고 펄라이트 조직만이 베이나이트 변태될 때 연신율이 우수한 오스템퍼드 구상흑연주철(ADI)을 생산할 수 있을 것이다.

따라서 본 연구에서는 합금첨가원소인 Mn량을 달리 첨가하여 펄라이트 체적비가 다른 구상흑연주철을 제조하고 펄라이트-베이나이트변태처리한 후, Mn과 변태처리의 변화가 미세조직에 미치는 영향을 조사 검토하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편제작

본 실험에서 사용한 시료는 저주파(60Hz) 유도로를 사용하여 선철, 고철 및 가탄제를 첨가하여 용해 후 탈황처리를 하였으며, Fe-50%Si합금을 첨가하여 Si의 양을 조절하였다. 이어서 Fe-45%Si-4.5%Mg합금으로 구상화처리를 실시한 후, Fe-75%Si합금으로 후접종하였으며 약 0.2wt%Mn정도로 Mn량을 달리 첨가하여 펄라이트체적비가 다른 세 종류의 합금을 Y-Block으로 제작하여 열처리시편으로 가공하였다. 각 합금의

분석은 spectrometer로 하였으며 그 화학조성은 표 1에 나타내었다.

2.3 열처리

오스테나이트화 열처리시 각 합금시편에서의 펄라이트가 오스테나이트로의 변태되는 초기 오스테나이트화 조건을 확인하고 흑연립과 펄라이트에서 부터 페라이트로의 탄소확산양상을 조사하기 위해 각 합금시편을 공석변태 온도이상의 구간에서 일정한 시간동안 유지시킨 후, 얼음물에 퀴칭하였다. 이로부터 오스테나이트화 온도와 유지시간은 875°C에서 230-350초, 925°C에서는 130-170초로 결정하였다. 따라서 오스테나이트화 열처리는 상기의 조건 동안 Ar 분위기의 수평식 관상로에서 행하였으며, 또한 오스템퍼링처리는 상부화 하부베이나이트가 발생하는 300°C와 400°C로 유지된 염욕(NaNO₃:KNO₃=50:50)에서 5, 10, 20, 30분동안 행하였다. 그림 1은 본 실험에서 행한 열처리 사이클이다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 열처리 조건에 따른 조직의 변화

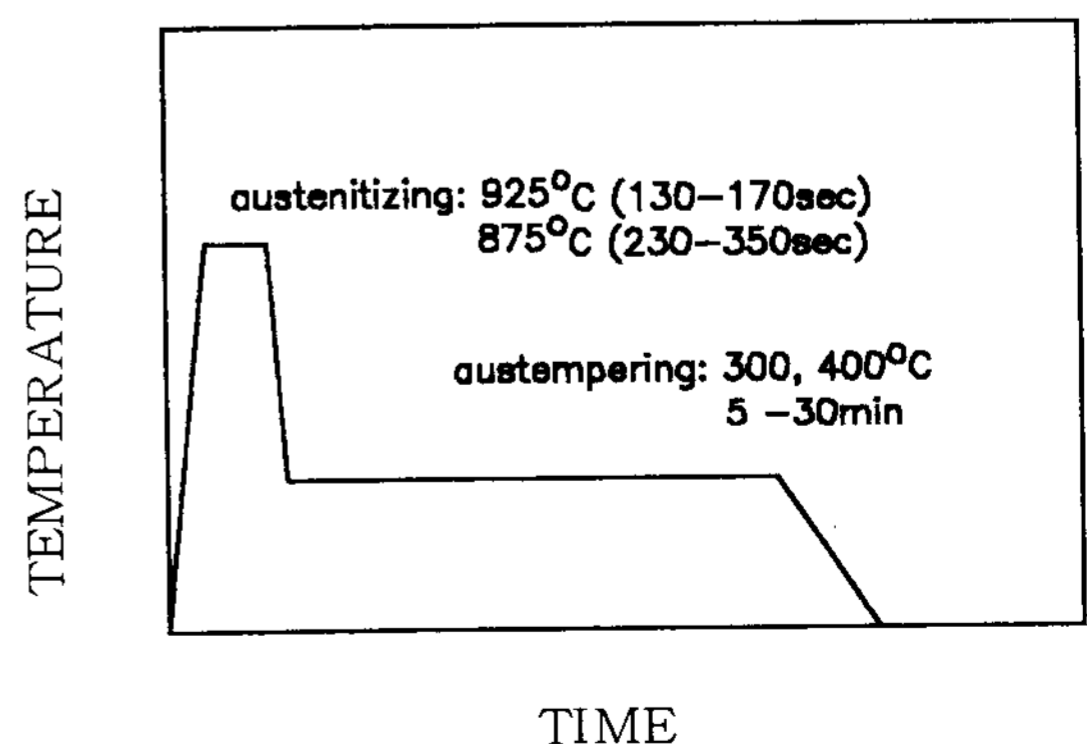


Fig. 1. Schematic diagram of heat treatment cycle.



Photo 1. Microstructure of the specimens of as cast ductile cast iron.

a) Alloy 1 b) Alloy 2 c) Alloy 3

사진 1은 본 실험에 사용된 각 합금의 주조상태의 조직사진이다. 모든 시편의 주방상태 조직은 페라이트, 펄라이트 및 흑연립으로 구성된 bull's

Table 2. Volume fraction of ferrite and pearlite in ductile cast iron.

Phase Alloy No.	FERRITE. (%)	PEARLITE. (%)
Alloy 1	84	16
Alloy 2	72	28
Alloy 3	53	47

eye 조직임을 보여주고 있는데, Alloy 1, Alloy 2, Alloy 3 로 갈수록, 즉 Mn의 첨가량이 증가할수록 페라이트의 양이 감소하고 펄라이트의 양이 증가하였다. 이러한 펄라이트와 페라이트의 체적비를 점산법¹⁵⁾으로 계산한 결과를 표 2로 나타내었다. 이는 Mn이 흑연화 저해원소이므로 Mn의 첨가량이 증가함에 따라 펄라이트의 양이 증가된 것으로 보인다.

사진 2, 3은 각 오스테나이트화 온도에서 유지 시간에 따른 미세조직의 변화를 보여 주고 있다. 각 사진의 a)는 875℃, 925℃에서 펄라이트가 오스테나이트화되는 초기 상태에 해당되며 c)는 탄소확산에 의해 페라이트가 오스테나이트화 되는 상태로 875℃에서는 350초일 때 페라이트입계에서 베이나이트가 생성되었고, 925℃에서는 170초일 때 흑연립주변에서 베이나이트가 생성되었으며 페라이트와 펄라이트의 경계가 명확치 않음을 보여 주고 있다. 이는 오스테나이트화 열처리시 흑연립으로부터 페라이트로의 탄소확산이 일어나는데, 탄소확산이 875℃에서는 페라이트입계를 따라 925℃에서는 페라이트입내에서 확산이 일어났음을 보여 주고 있다.

각 오스테나이트화 온도에서의 탄소확산계수를 비교하기 위해 확산식 $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ 식에 의해 ferrite (bcc)에서의 탄소확산을 계산한 결과, 925℃에서의 확산계수(D_{1198})는 $0.43 \times 10^{-3} \text{ mm}^2\text{s}^{-1}$ 이며, 875℃에서는 D_{1148} 는 $0.3 \times 10^{-3} \text{ mm}^2\text{s}^{-1}$ 으로 D_{1148} 보다 D_{1197} 이 크다는 것을 알 수 있었다. 따라서 흑연립으로부터의 탄소확산이 일어날 때 875℃에서 350초동안 열처리하는 흑연립으로부터 페라이트로의 탄소확산의 구동력이 작아서 페라이트입내확산이 쉽게 일어나지 못하고 페라이트 입계로의 확산이 우선적으로 일어났으며, 925℃에서의 상기 처리시간에서는 입내 확산이 일어날 정도의 확산구동력을 가졌다고 생각한다.

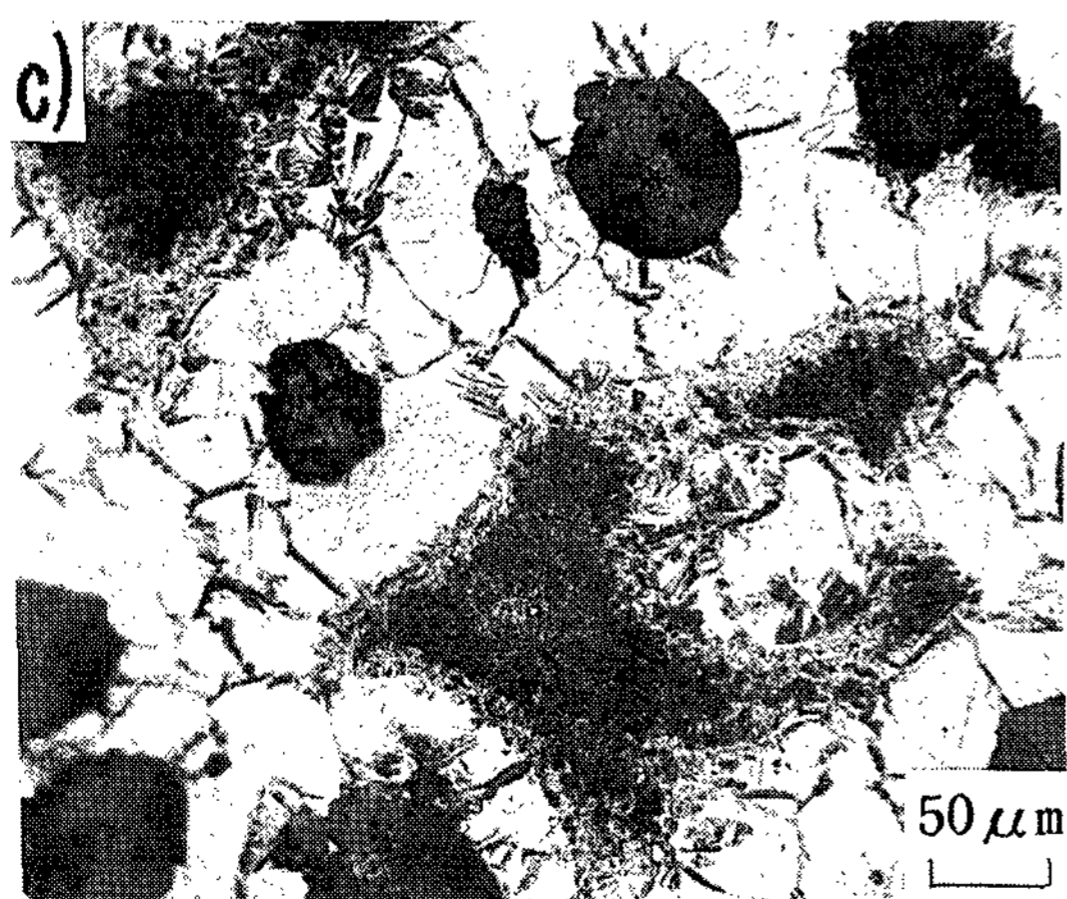
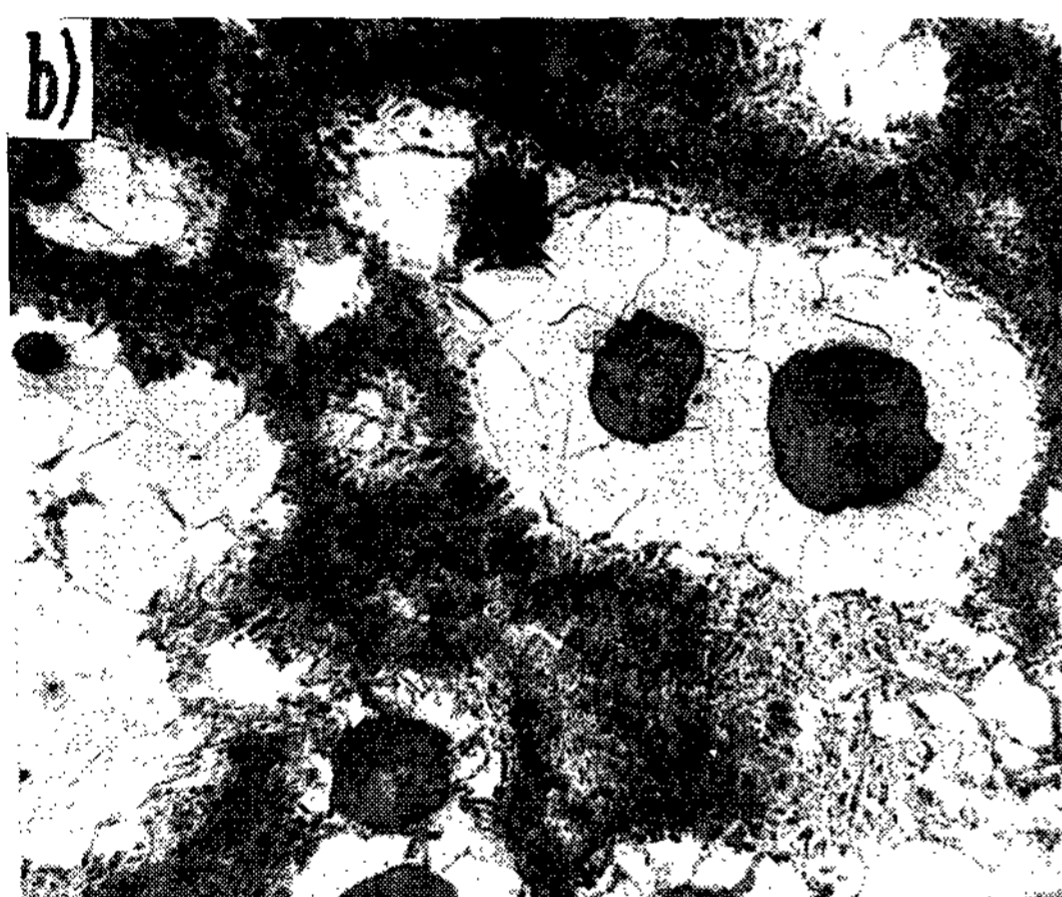


Photo 2. Microstructure of the specimens of Alloy 1 austempered at 400°C for 30 min after austenitizing at 875°C for a) 230 sec b) 270 sec c) 350 sec.

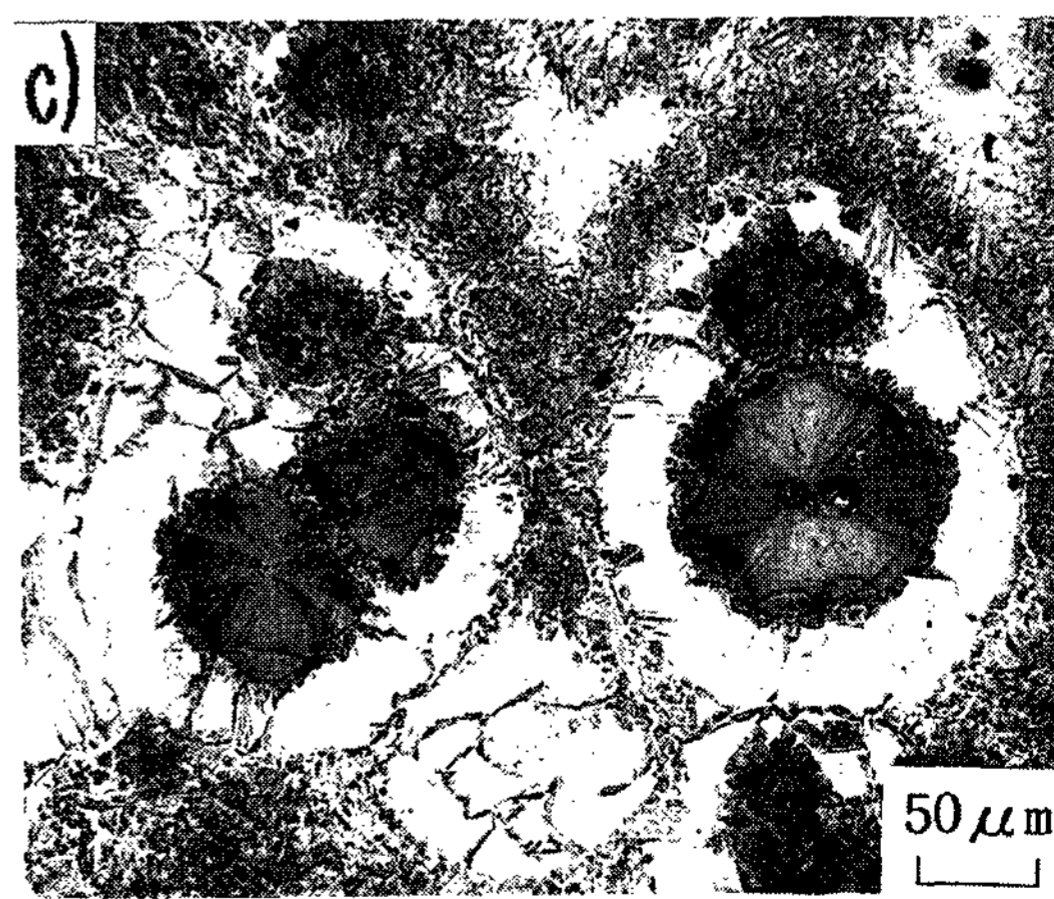
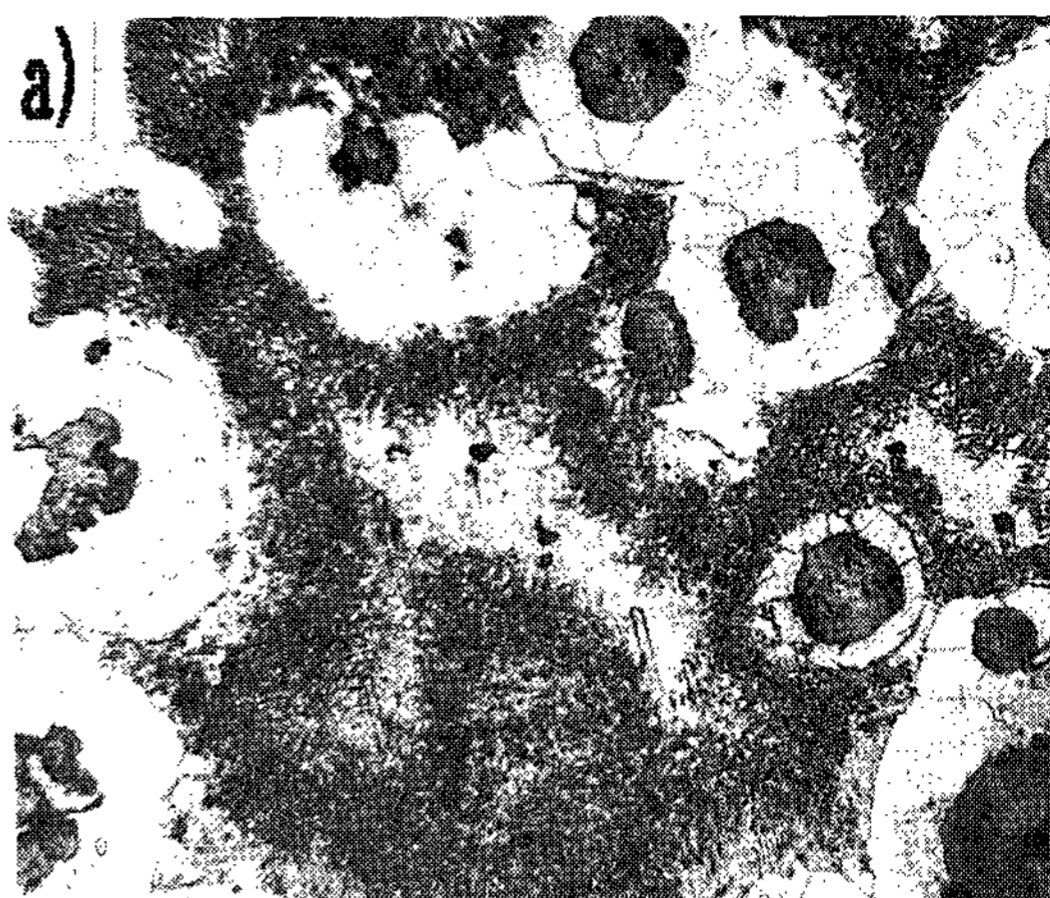


Photo 3. Microstructure of the specimens of Alloy 2 austempered after austenitizing at 925°C for a) 130 sec b) 160 sec c) 170 sec.

Ueda 등¹⁶⁾은 페라이트계 구상흑연주철에 대하여 가열속도에 따른 오스테나이트상의 성장과정을 연구한 결과, 가열속도가 느린 경우에는 오스테나이트는 페라이트입계로부터 핵생성되나, 가열속도가 빠르게 되면 오스테나이트는 구상흑연의 주위에서 석출된다고 보고하고 있다.

한편 페라이트와 베이나이트의 경계가 명확치 않은 것은 변태영역의 탄소가 오스테나이트화 시간이 길어짐에 따라 페라이트로 확산되어 탄소농도가 높아진 페라이트가 오스테나이트로 변태되었기 때문으로 생각된다.

사진 4, 5는 오스템퍼링온도에 따른 베이나이트 조직을 보여 주고 있다. 사진 4의 a)는 오스템퍼링온도가 300℃일 때의 조직이고 b)는 오스템퍼링온도가 400℃ 일 때의 조직이다. 오스템퍼링온

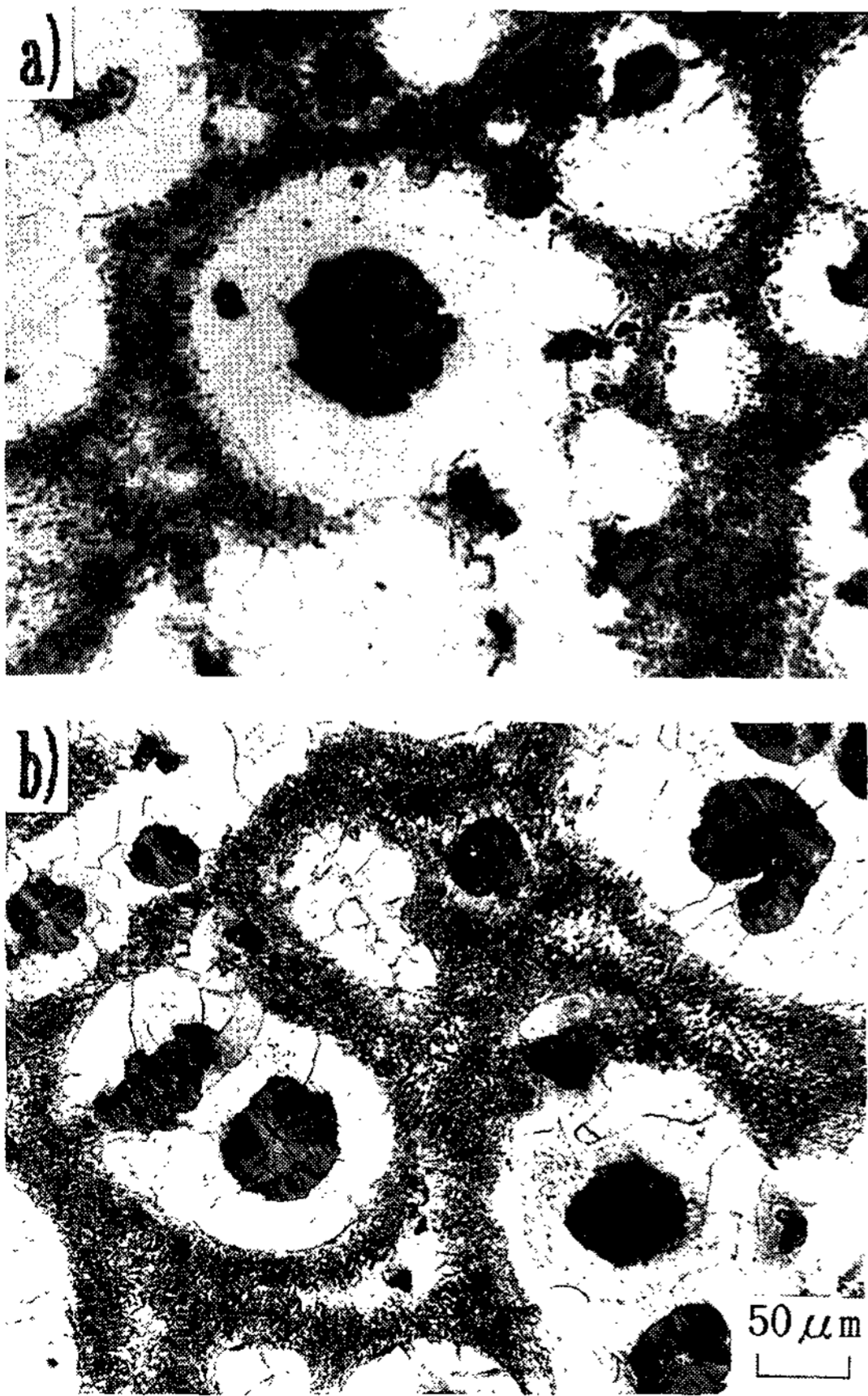


Photo 4. Microstructure of the specimens of Alloy 3 austempered for 30 min at a) 300℃ b) 400℃ after austenitizing at 925℃ for 160 sec.

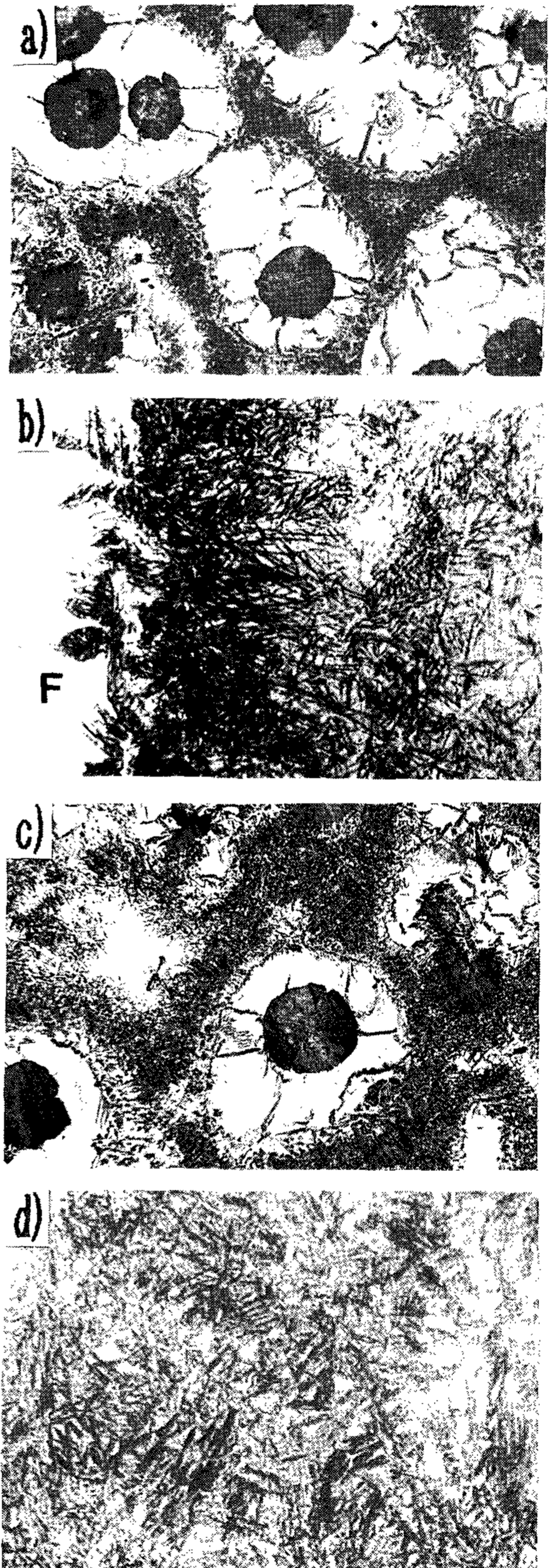


Photo 5. Microstructure of the specimens of Alloy 2 austempered at a) b) 300℃, c) d) 400℃ for 30 min after austenitizing at 875℃ for 350 sec.

도가 300℃일 때의 경우는 400℃보다 베이나이트의 변태량이 많음을 보여주고 있다. 300℃에서 석출된 베이나이트는 하부 베이나이트변태로서 베이니틱 페라이트내에 iron carbide를 석출함으로 성장하며, 400℃에서의 베이나이트는 상부 베이나이트로서, 베이니틱 페라이트 중의 과포화 탄소가 주위의 오스테나이트로 확산하면서 성장한다¹⁷⁾. 따라서 오스탬퍼링온도가 400℃일 때 베이나이트의 변태량이 작은 것은 상기온도에서의 베이나이트변태는 탄소확산에 의해 일어나는데, 변태가 진행됨에 따라 성장하는 베이나이트에 인접한 오스테나이트에 탄소농도가 증가하게 되고 따라서 탄소확산이 억제되어 변태가 억제되기 때문으로 생각된다. 사진 5의 a)와 b)는 300℃에서 오스탬퍼링한 조직으로서 b)에서 알 수 있는 바와 같이 c)는 오스테나이트에 인접한 영역에서 생성된 베이나이트는 미세한 침상을 보여 주고 있지만 페라이트입계와 페라이트에 인접한 영역에서 생성된 베이나이트는 침상이 아닌 조대한 형상을 보여 주고 있으며 c)와 d)는 400℃에서 열처리된 조직으로 d)는 조대한 깃털상의 베이나이트를 보여주고 있다.

사진 6은 오스탬퍼링시간에 따른 미세조직이다. 오스탬퍼링 초기에는 변태영역내의 베이나이트는 급격히 증가되나 그 유지시간이 20분이상에서는 거의 차이를 보이지 않고 있다.

베이나이트변태는 2단계로 구분할 수 있다. 제 1단계는 오스테나이트가 베이니틱 페라이트와 고탄소잔류오스테나이트로 변태하는 과정이고 제 2 단계는 고탄소잔류오스테나이트가 베이니틱 페라이트와 iron carbide로 분해되는 과정으로 나눌 수 있고 변태가 증가될수록 변태양상이 점차 완만해 진다.⁵⁾

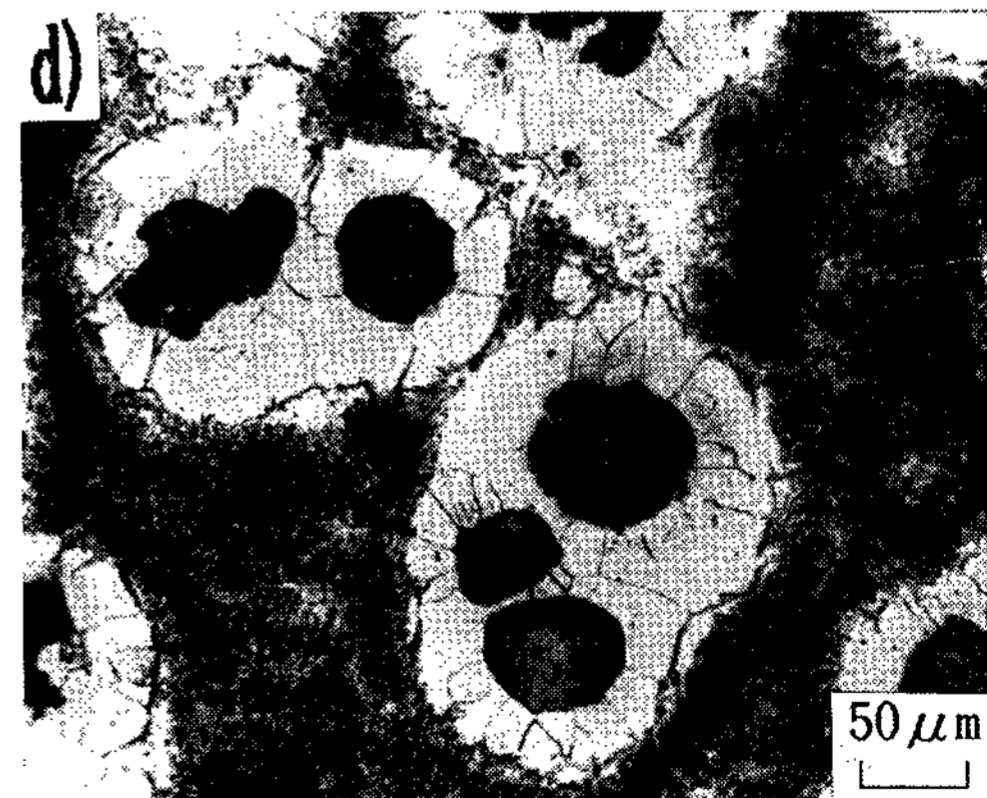
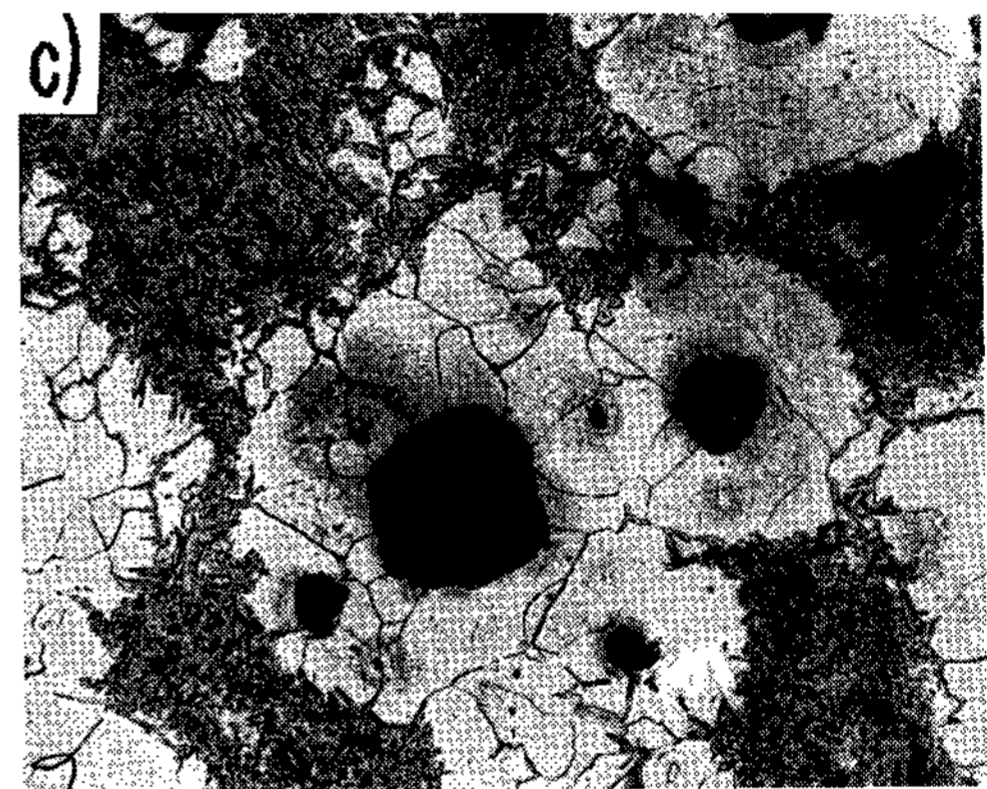
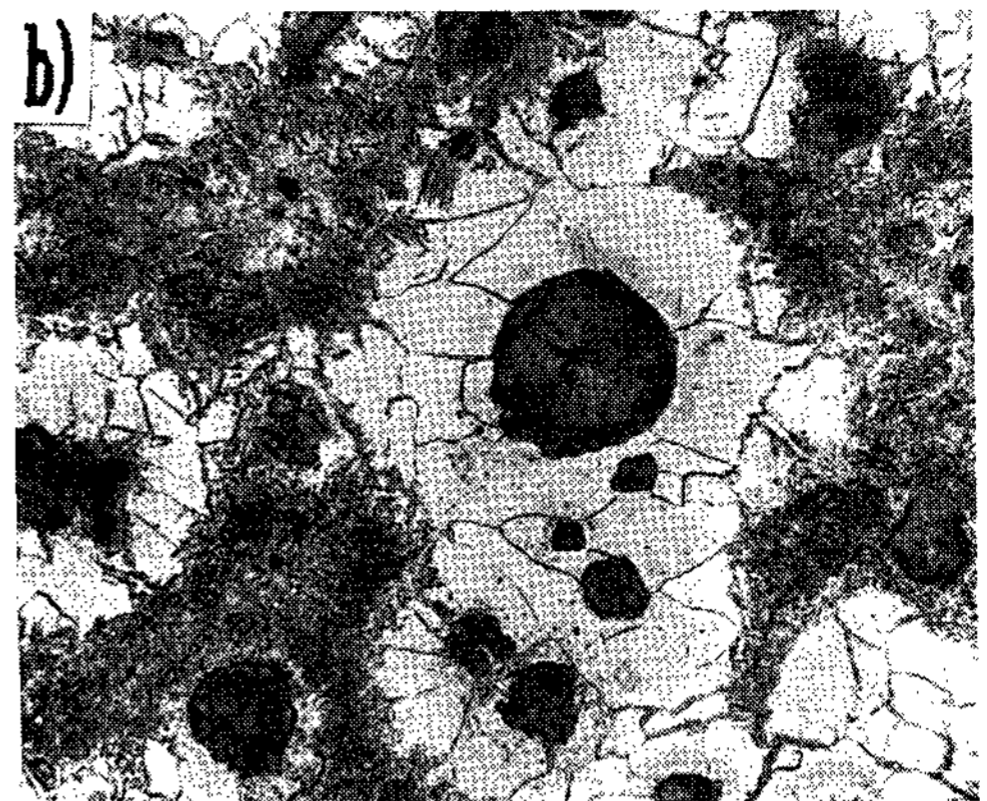
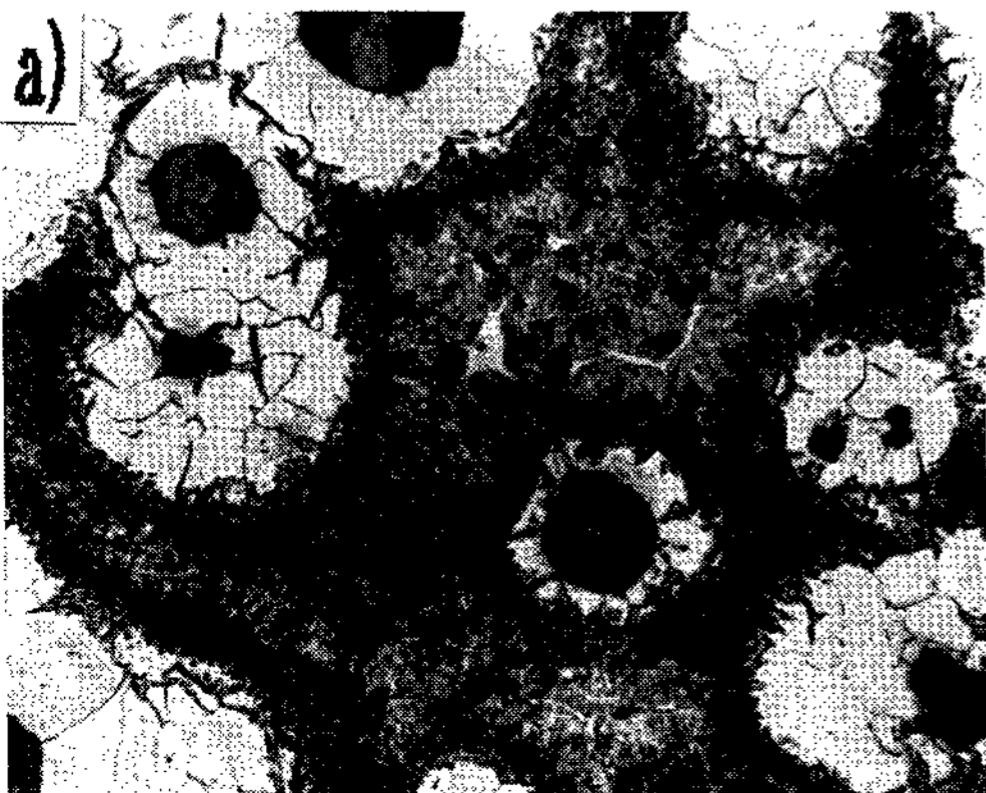


Photo 6. Microstructure of the specimens of Alloy 2 austempered at 300℃ for a) 5 min, b) 10 min, c) 20 min, d) 30 min after austenitizing at 875℃ for 350 sec.

사진 7은 Mn첨가량에 따른 미세조직이다. Alloy 1보다 Alloy 2, Alloy 3에서 페라이트입계의 베이나이트의 생성은 두드러졌으며 변태영역내에



Photo 7. Microstructure of the specimens austempered at 400°C for 30min after austenitizing at 875°C for 350 sec.
 a) Alloy 1 b) Alloy 2 c) Alloy 3

서의 잔류 오스테나이트에 대한 베이나이트의 체적비가 Mn이 증가할수록 감소하였는데, 이는 Mn이 증가할수록 이는 Mn이 TTT곡선상의 변태개시시간을 장시간축으로 옮김에 따라 베이나

이트변태는 억제되기때문이다. 또한 Alloy 1보다 Alloy 2, Alloy 3에서 페라이트입계에서의 베이나이트생성이 두드러진 것은 Mn 첨가량이 많을 경우 주조조직의 페라이트체적이 감소되고 흑연립과 펄라이트사이가 가까와지며, 오스테나이트화 열처리시 흑연립과 펄라이트에서 페라이트로의 탄소확산이 일어나는데, 이러한 탄소확산은 흑연립과 펄라이트사이의 거리가 감소됨에 따라 페라이트입계의 탄소농도를 보다 빨리 증가시키고, 이렇게 탄소농도가 증가된 페라이트입계는 오스테나이트로 변태되기 때문으로 생각된다.

4. 결 론

합금첨가원소인 Mn량이 다른 구상흑연주철을 875°C, 925°C에서 유지시간을 변화시켜 펄라이트만을 오스테나이트로 변태시킨 후 300°C, 400°C에서 유지시간을 변화시키면서 오스템퍼링처리를 하였다. 그 결과, 이들 열처리 과정과 Mn이 미세조직에 미치는 영향에 대하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 펄라이트의 오스테나이트로의 변태는 875°C에서 약 230초, 925°C에서는 130초일때 일어났으며 탄소확산에 의한 흑연립로부터 탄소확산에 의한 베이나이트의 생성은 오스테나이트 온도가 페라이트에서의 베이나이트석출은 875°C의 경우, 350초를 유지할 때 페라이트입계에서 일어났고, 925°C에서는 160초를 유지할 때 흑연립주변에서 일어났다.

2. 오스템퍼링온도가 300°C일때 침상의 베이나이트가 발생하였고 400°C에서는 깃털상의 베이나이트가 석출되었다. 또한 300°C의 경우 페라이트입계와 페라이트영역에 인접한 변태영역에 생성된 베이나이트의 형상은 침상이 아닌 조대한 베이나이트상을 나타내었다.

3. Mn이 증가할수록 주조조직의 펄라이트영역에서의 베이나이트변태는 억제되었고 페라이트입계의 베이

참 고 문 헌

1. 小林 : 日本金屬學會誌, 18 (1979) 7, 512.
2. R.A. Harding : Material & Design, 27 (1985) 177-184.
3. J.F. Rehder : AFS Trans., 27 (1949) 549.

4. T.N. Rouns and K.B. Roundman : AFS Trans., 43 (1985) 25.
5. J.F. Janowak and R.N.Gundlach : AFS Trans., 88 (1983) 705-718.
6. D.J. Moor and T.N.Rundman : AFS Trans., 93 (1985) 705-718.
7. H.L. Morgan : The British Foundryman, Feb. / March 1987, 98-108.
8. T.N. Rouns, D.J.Moore and K.B.Rundman : AFS Trans., 92 (1984) 815-840.
9. R.C. Voigt and C.R.Loper : J. HEAT TREATING, 3 Dec. 1984, 26-30.
10. K.H. Miska : Modern Casting, June 1986, 35-39.
11. F.S. Rossi and B.K.Gupta : Metal Progress, 5, Apr. 1981, 25-31.
12. 申 坪 雨 : 高麗大學校 博士學位論文(1986)
13. 全燦鳳, 尹義博 : 大韓金屬學會誌, 21 (1983) 23-30.
14. Ervin E. Underwood : Metals Handbook Ninth Edition, AMERICAN SOCIETY FOR METALS, (1985)123.
15. Y. Ueda and N.Wada : Tetsu-to-Hagane, 40 (1976) 12.
16. P.A. Blocmore and R.A.Harding : J. HEAT TREATING, 3 (1984) 310-325
- 17.. Burgess, C.D. : Cleveland, Graeveland, Gra, Gray Iron Foundrymen's Society (1974) 117.