

論 文

오스템퍼 處理한 球狀黑鉛鑄鐵의 強靱化에 關한 研究(I)

李英起*, 金錫元*, 金東健*, 李邦植**

The Study on the Strength and Toughness of Austempered Ductile Cast Iron

Young-Kye Lee*, Sug-Won Kim* Dong-Keon Kim*, Bang-Sik Lee**

Abstract

Ductile cast iron has good ductility and toughness, for the graphite morphology is spheroidal.

It has been reported that the strengthening and toughening of the ductile cast iron was resulted from the modification of matrix structure by the heat treatment or the addition of alloying elements.

In this study, effects of various special heat treatments (cyclic heat treatment and intermediate heat treatment) and Ni addition on the toughness and strength of the austempered ductile cast iron were studied.

The results obtained from this study were as follows:

1. The amount of fine pearlite was increased with the Ni content and the number of cycle in cyclic heat treatment.
2. When the specimens treated and not by special heat treatment at 820 was austempered, in the former the austenite was formed on grain boundary entirely, but in the latter on grain boundary partially.
3. The impact energy was decreased with the Ni content, because the coarsen austenite pools formed with the Ni content was transformed into martensite during quenching.
4. The mechanical properties of austempered ductile cast iron containing 2%Ni treated cyclic heat treatment(5 cycles) was very excellent in hardness 99(HRB), impact energy 12 (Kg-m) maximum fracture load 1500(Kg-f).

1. 서 론

구상흑연주철의 강인화의 방법으로는 합금원소를 첨가하는 방법과 열처리에 의한 방법이 있다. 합금원소첨가에 의한 방법으로는¹⁾ Ni, Mo, Cu

등의 원소를 첨가하여 항온변태곡선을 우측으로 이동시킴으로써 보다 용이하게 강인한 변태조직을 얻는 방법이며 열처리에 의한 방법은²⁾ 연성이 큰 페라이트 기지에 경도가 높고 내마모성이 우수한 마르텐사이트나 베이나이트를 부여하여 강인하게 하는 방법으로 최근에는 치수변화가 적고 균열의 발

* 全北大學教 金屬工學科(Chonbuk National University, Dept. of Metallurgical Engineering)

** 全南大學教 金屬工學科(Chonnam National University, Dept. of Metallurgical Engineering)

생을 방지하며, 내마모성, 강도 및 인장 특성이 우수한 재료를 얻을 수 있는 오스템퍼처리가 주로 행하여지고 있다. 따라서 본 논문에서는 Ni을 첨가한 구상 흑연 주철의 시료를 오스템퍼 처리하여 파괴의 시작점인 흑연-기지계면과 공정계면을 우선적으로 베이나이트상으로 변태시키거나 혹은 안정한 오스테나이트 상으로 잔류시켜 보다 강인한 구상흑연 주철을 얻기 위한 목적으로 먼저 공석변태 구역인 820°C에서 주기열처리를 실시하여 페라이트를 미세한 퍼얼라이트로 변태시키고 또는 중간열처리 (intermediate heat treatment 이하 IMH)에 의하여 마르텐사이트의 전조직(prior structure)을 갖는 서로 다른 열처리 이력을 부여함으로써 이들 전조직이 구상흑연주철의 강인화에 미치는 영향을 연구 검토하였다.

2. 실험방법

2-1. 시험편 제작

본 연구에 사용한 시료는 고주파 유도로를 이용하여 선철, 고철, 가탄재(고정탄소 98%) 및 Fe-75% Si을 첨가하여 용해하였다. 용탕은 1520°C까지 승온시켜 탈황제로 탈황처리 한 후 래들에서 Fe-45% Si-4.5% Mg 합금의 구상화제를 이용하여 sandwich법으로 구상화처리를 하고 99.9%의 전해 Ni을 0~2.0%까지 첨가하여 CO₂ 주형에 1420°C로 주입하여 Y-block을 제작하였다.

시험편의 구상화율은 90%이상이었으며 화학조성은 Table 1과 같다.

2-2. 열처리

시험편은 초기조직을 균일한 페라이트 기지조직으로 하기 위하여 아르곤 분위기의 관상로에 장입한 후 900°C에서 2시간 유지한 후 0.33°C/min의

속도로 노냉하고 As 온도보다 낮은 690°C에서 6시간 유지한 다음 다시 0.33°C/min의 속도로 상온까지 노냉하여 균일한 페라이트 조직을 얻었다.

페라이트화 처리된 시험편은 Fig. 1의 B), C)와 같은 방법으로 공석변태 구역인 820°C에서 5회 및 10회의 주기열처리 (cyclic heat treatment)하여 미세한 퍼얼라이트를 얻고 D)와 같은 IMH 처리에 의해 마르텐사이트의 전조직을 각각 부여한 후 다시 820°C에서 30분간 오스테나이트화한 다음 350°C에서 60분간 항온변태시키는 특수열처리를 실시하였고 편의상 B)는 5cycles, C)는 10cycles 및 D)는 IMH로 표기하였다. 또한 Fig. 1의 (A)는 전조직을 부여한 특수열처리와 상호 비교하기 위하여 820°C에서 30분간 오스테나이트화한 다음 350°C에서 60분간 항온변태 시킨 열처리 사이클이며 0 cycle로 표기하였다.

본 실험에서 실시한 특수열처리와 오스테나이트화는 Pb의 산화방지를 위해 K₂CO₃ : Na₂CO₃ : NaCl을 1 : 1 : 1로 혼합하여 covering한 연육을 사용하였고 항온변태처리는 KNO₃ : NaNO₃를 1 : 1로 혼합한 저온염의 염욕조에서 실시하였다.

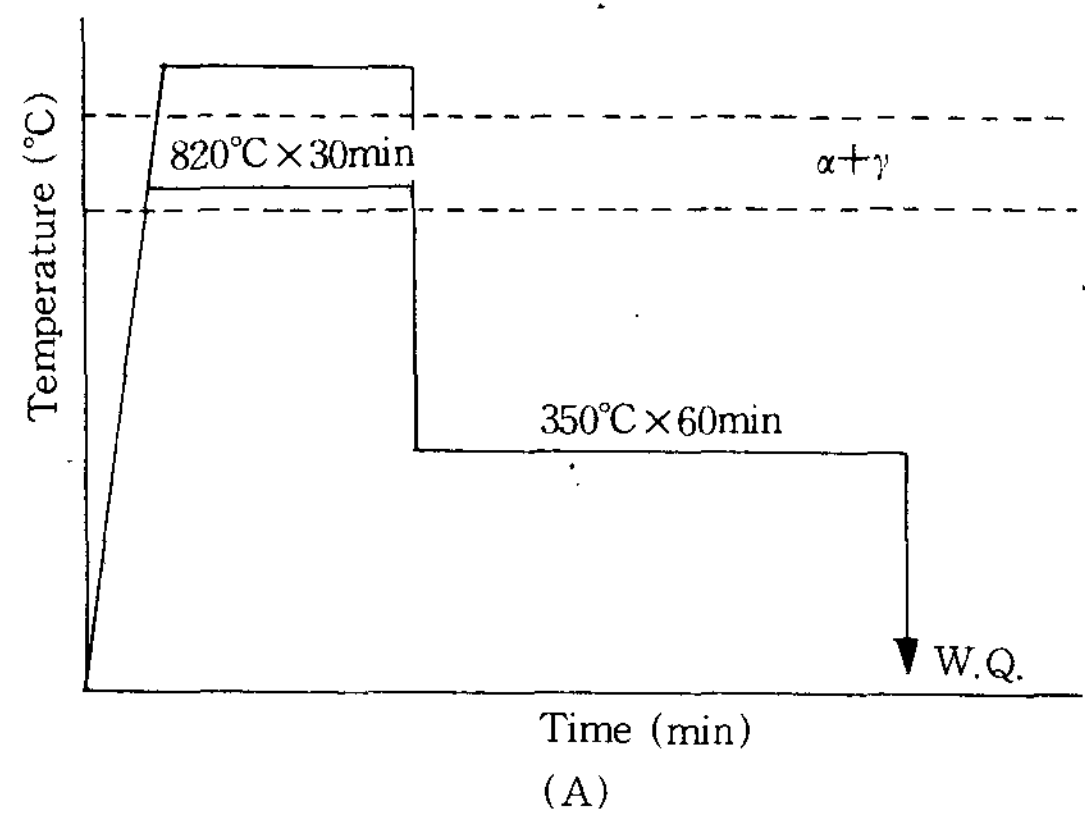


Table 1. Chemical composition of specimens (Wt.%)

No	El	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni
S ₁		3.902	2.717	0.223	0.061	0.013	0.042	0.02
S ₂		3.892	2.723	0.221	0.059	0.010	0.040	0.492
S ₃		3.904	2.720	0.218	0.060	0.011	0.041	1.021
S ₄		3.898	2.719	0.220	0.062	0.009	0.044	1.487
S ₅		3.901	2.720	0.222	0.064	0.012	0.039	2.134

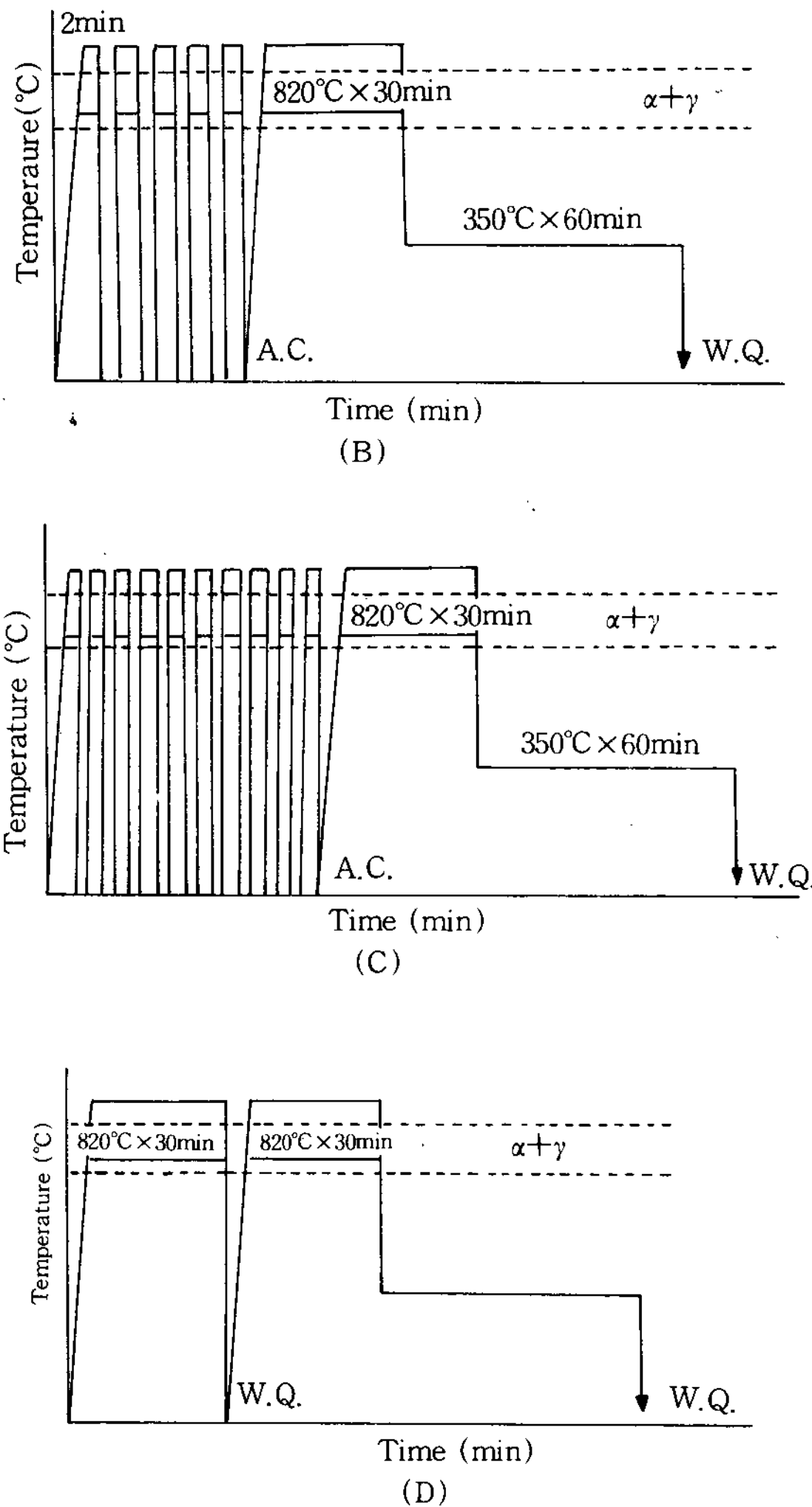


Fig. 1 Schematic diagrams of heat treatment procedures.
 (A) 0 cycle (B) 5 cycles (c) 10 cycles
 (D) I.M.H. (Intermediate Heat Treatment)

2-3. 조직 관찰

광학현미경을 이용하여 기지 조직을 관찰하였고 베이나이트의 형상변화와 충격시험의 파단면을 관찰하기 위하여 SEM을 이용하였다.

2-4. 상분율 측정

각 시험편의 퍼얼라이트, 페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트의 부피분율은 광학현미경 사진을

이용하여 2500점을 기준으로 한 점집계 방법으로 5회 반복 측정하여 그 산술 평균값을 취하였다.

잔류 오스테나이트의 부피분율은 X-선 회절시험(Co target, 가속전압 35Kv, 전류 15mA)을 실시하여 R. L. Miller³⁾ 방법에 의하여 계산하였다.

2-5. 기계적 성질 측정

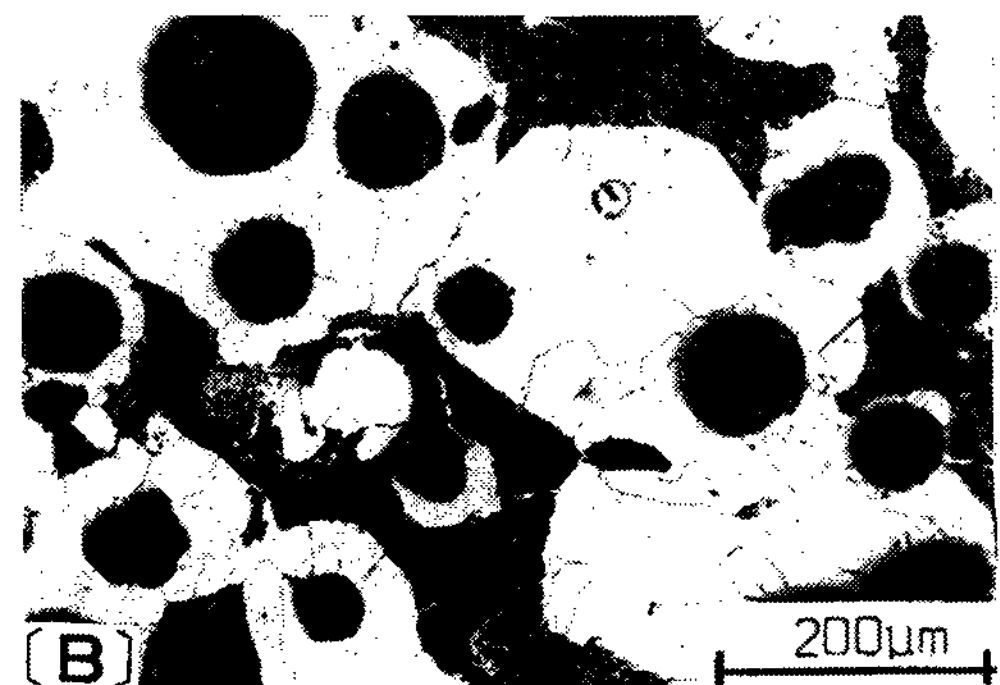
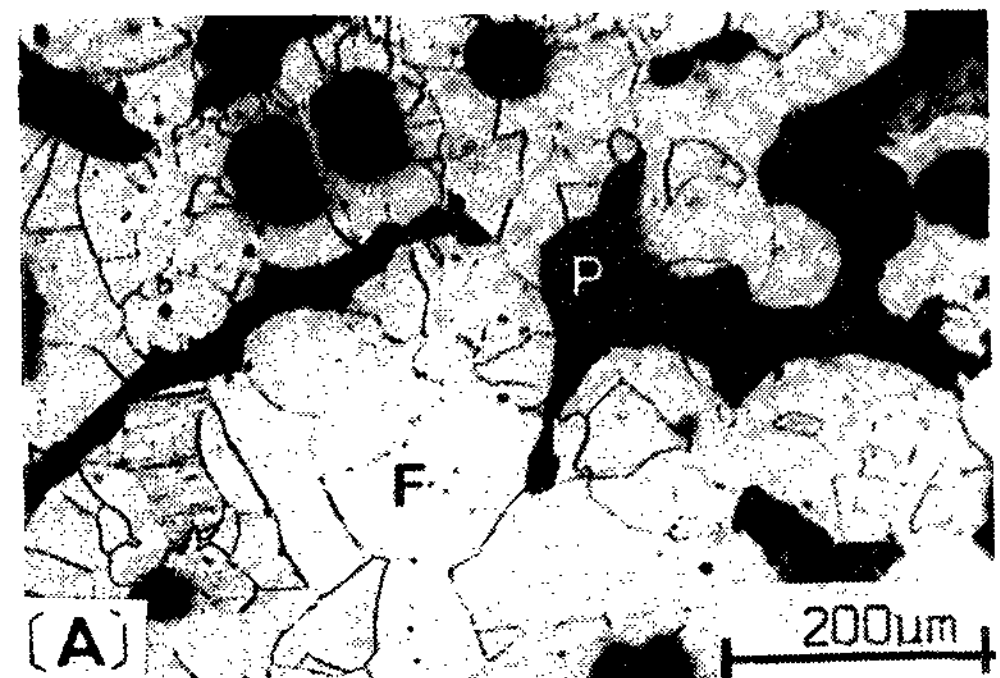
충격시험은 각각의 열처리를 실시한 10×7×55mm의 no-notch 시험편을 0°C 얼음물에 1시간 침적한 후 계정화된 샤르피 충격 시험기를 이용하였으며, 경도시험은 록크웰 경도기(B scale, 하중 100kg)를 이용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3-1. 주조직에 미치는 Ni의 영향

Ni 첨가량에 따른 구상흑연주철의 주조직은 Photo 1과 같으며 사진 중에서 F는 페라이트, P는 퍼얼라이트를, G는 구상흑연을 각각 나타내고 있다.

사진에서 알 수 있는 바와 같이 Ni이 첨가되지 않은 시험편의 주조직에서 페라이트와 퍼얼라이트의 부피분율은 각각 74.6% 및 7.0%이나 Ni농도가 2.0%까지 증가함에 따라 페라이트는 감소되고



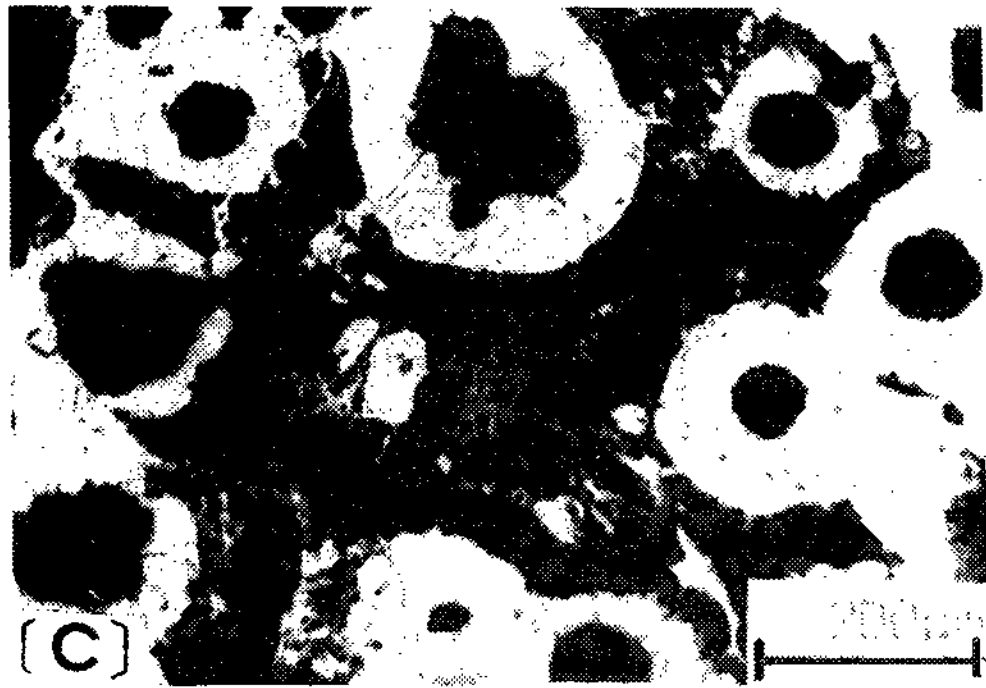
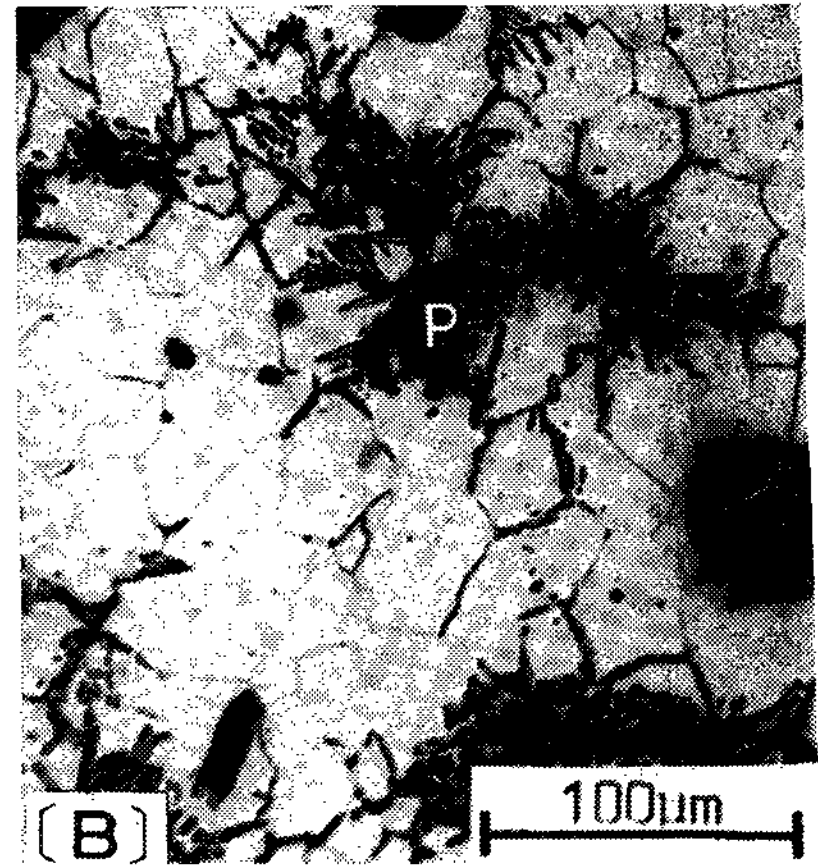


Photo 1. Microstructures of as-cast DCI with various Ni contents. (A) 0% (B) 1.0% (C) 2.0%



퍼얼라이트는 약 27%까지 증가하였고 경도값도 HRB 92에서 98정도로 증가하였다.

3-2. 특수열처리에 의한 전조직의 변화

Photo 2는 오스템퍼처리 하기전의 특수열처리를 실시한 시료의 조직으로 비교적 흰부분은 페라이트(F), 검은 부분은 미세 퍼얼라이트(P), 회색부분은 마르텐사이트(M)를 각각 나타내고 있다.

Photo 2 (A)는 주조상태의 시험편을 페라이트화한 현미경 조직으로서 주조상태에서 응고가 제일 늦은 공정계면에 주로 존재하는 퍼얼라이트중의 세멘타이트가 분해되어 기지조직은 페라이트화된 것이며 조직사진내에 미소하게 존재하는 흑연들은 열적으로 불안정한 세멘타이트가 분해되어 유리된 탄소들이 구상흑연에 응집될 수 있는 확산거리가 충분하지 않음으로써 기지내에 잔류하는 2차 흑연들로 생각된다.

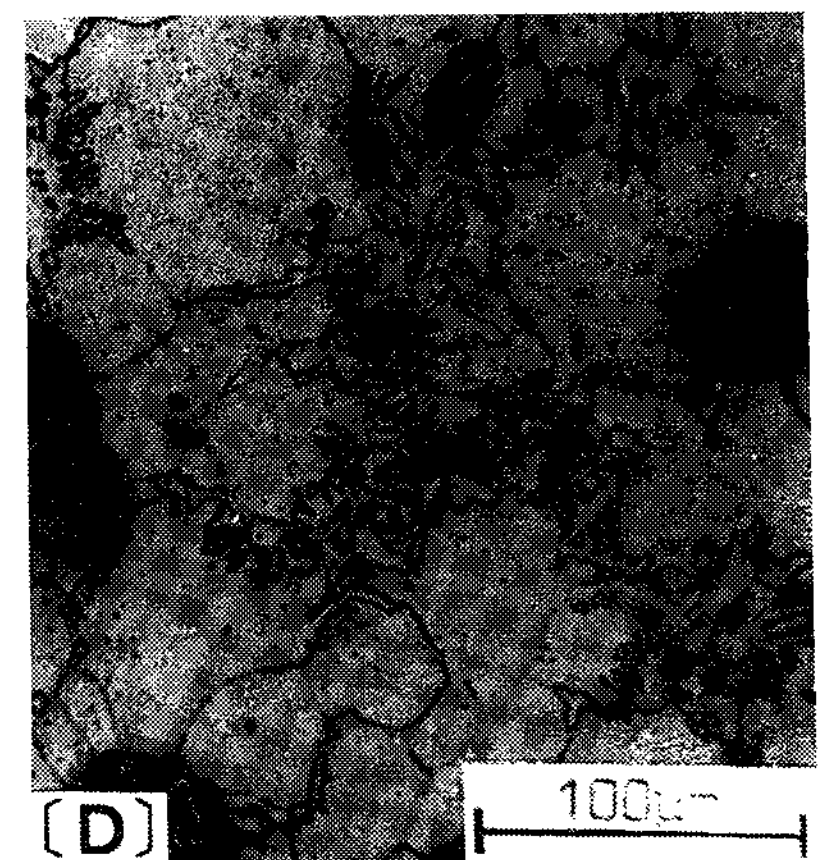
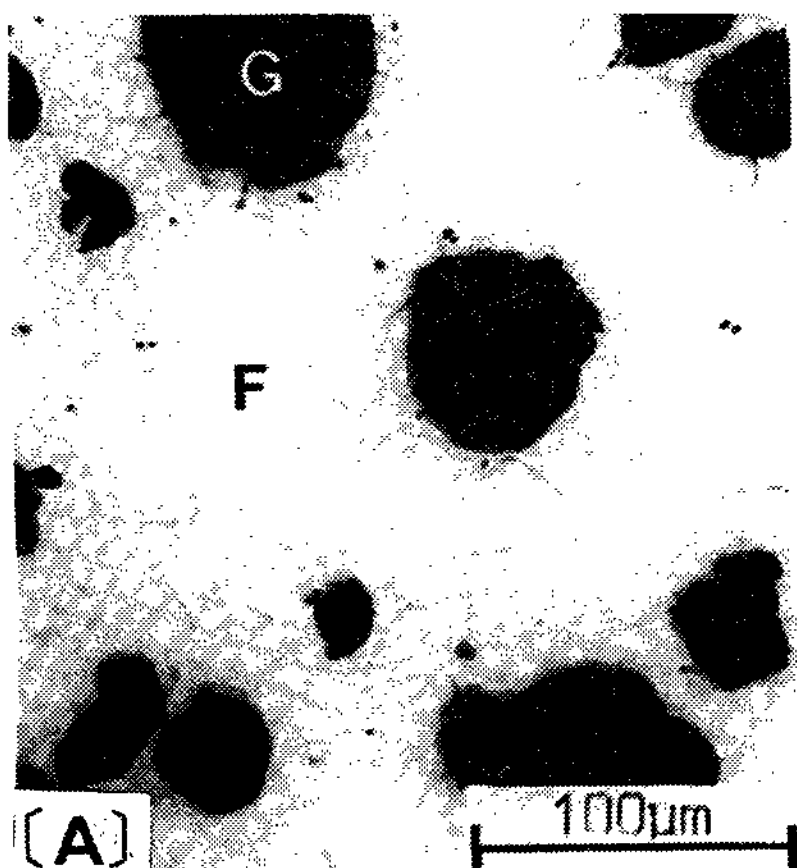
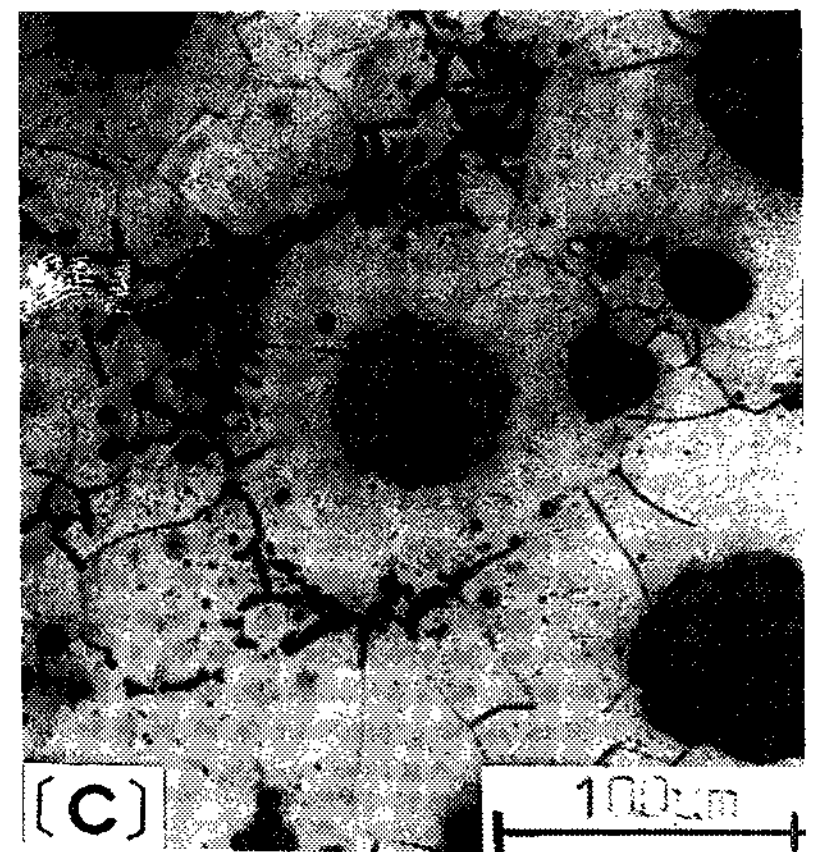


Photo 2. Microstructures of prior structure containing 0.5% Ni with various special heat treatments at 820°C. (A) 0 cycle (B) 5 cycles (C) 10 cycles (D) I. M. H.

이 페라이트 조직을 Fig 1과 같이 공석변태구역인 820°C에서 5회 또는 10회의 주기열처리와 IMH 처리를 각각 실시하여 전조직을 부여하였는데 이는 Photo 2의 (B), (C), (D)와 같다.

Photo 2의 (B)와 (C)는 공석변태구역인 820°C에서 실시한 주기열처리에 의하여 공정계면에 도(island)상의 미세 퍼얼라이트가 형성되었으며 주기수가 증가함에 따라 도상의 미세 퍼얼라이트량이 점차 증가되고 있음을 보여주고 있다. 이처럼 주기열처리에 의하여 미세 퍼얼라이트가 도상으로 형성되는 이유는 고온에서 급냉함으로써 탄소의 확산이 도중에서 억제되어 오스테나이트상의 성장이 중지되었기 때문이라 생각된다.

또한 Photo2의(D)는 IMH 처리에 의하여 공정계면에서 마르텐사이트가 형성되었음을 보여주고 있다. 이와같이 820°C에서 흑연과 흑연사이인 공정계면에서 미세 퍼얼라이트 또는 마르텐사이트상이 형성되는 이유는 C 및 Mn등의 합금원소의 편석 때문인데 C에 의한 원인으로서는 탄소가 흑연립으로부터 페라이트 기지로 확산될때 페라이트 입내보다는 입계에서 확산이 빠르 때문이며⁷⁾, Mn에 의한 원인은 공정계면에 공석변태온도를 저하시키는 Mn이 편석되어 공석변태온도를 저하시키므로 미세 퍼얼라이트와 마르텐사이트상이 공정계면에 우선적으로 생성된다.⁴⁾

Fig. 2에서 알 수 있는 바와 같이 Ni 농도가 증가함에 따라 미세 퍼얼라이트와 마르텐사이트의 부피분율이 점차 증가하였고 경도 또한 증가 하였다. 이는 Ni 1.0% 첨가에 의하여 공석변태온도가 약 15°C (가열속도가 10°C /min인 경우) 저하되기 때문에 Ni을 첨가하지 않은 경우보다 15°C 높은 온도에서 오스테나이트화한 경우와 동일한 효과가 있기 때문이다.⁵⁾

또한 페라이트화 열처리만 실시한 시료도 Ni 농도가 증가함에 따라 경도가 증가하는 것을 볼 수 있는데 이는 Ni의 고용강화와 결정립미세화 효과에 기인하는 것이라 생각된다.⁶⁾

3-3. 강인화에 미치는 전조직은 영향

3-3-1. Austempered morphology에 미치는 특수열처리의 영향

Photo 3의 (A)와 (B)는 공석변태구역인 820°C에서 전조직을 부여하지 않은 시료와 10회의 주기열처리로 전조직을 부여한 시료를 오스템퍼처리한

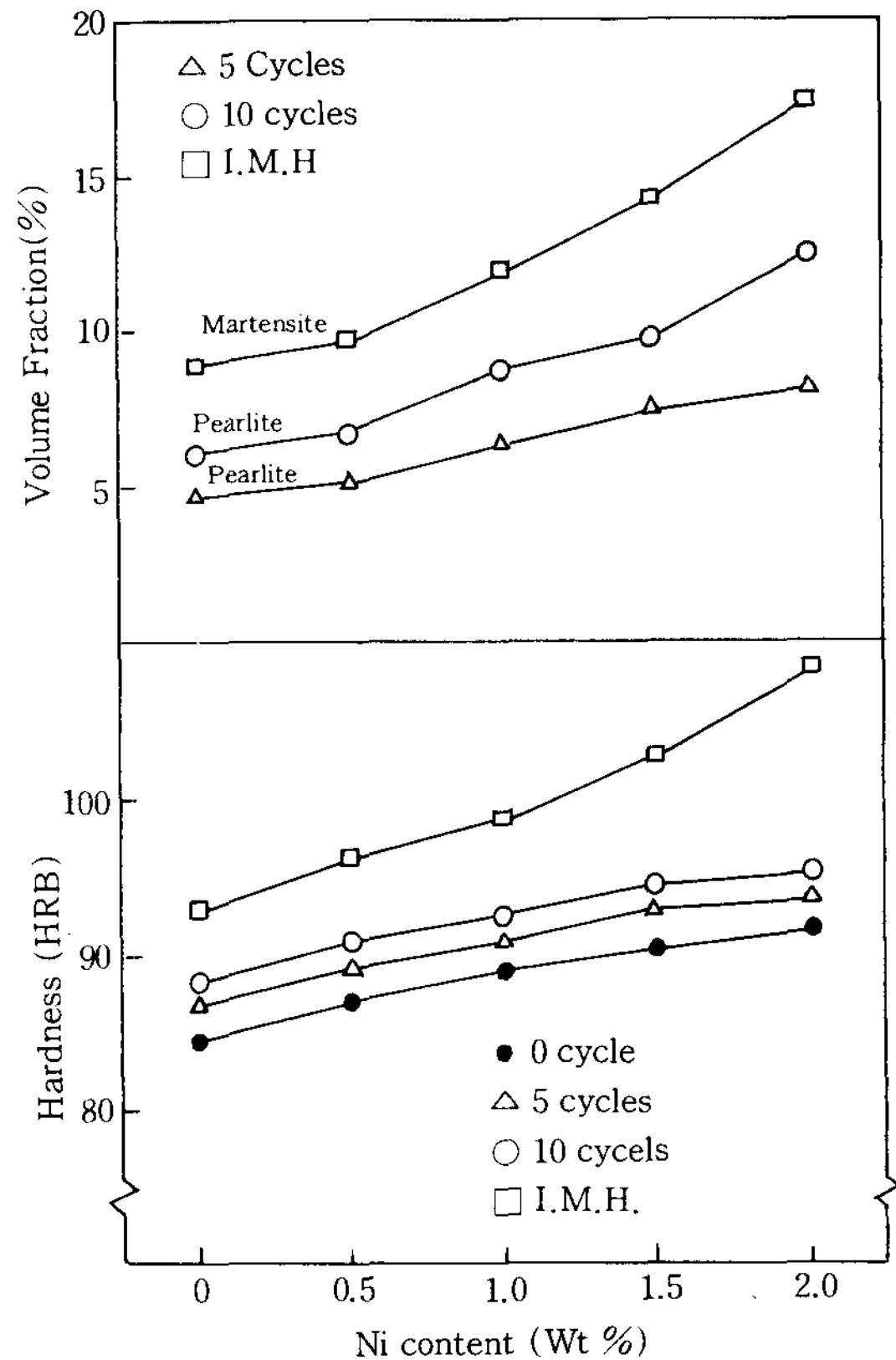
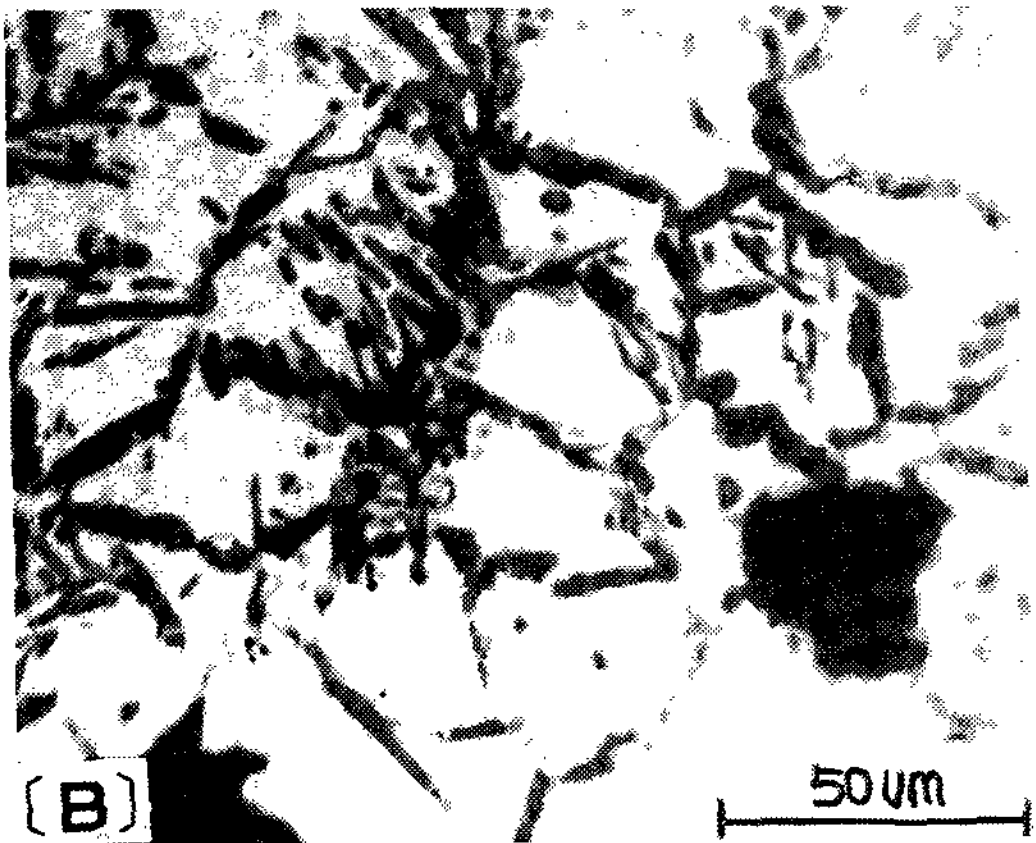
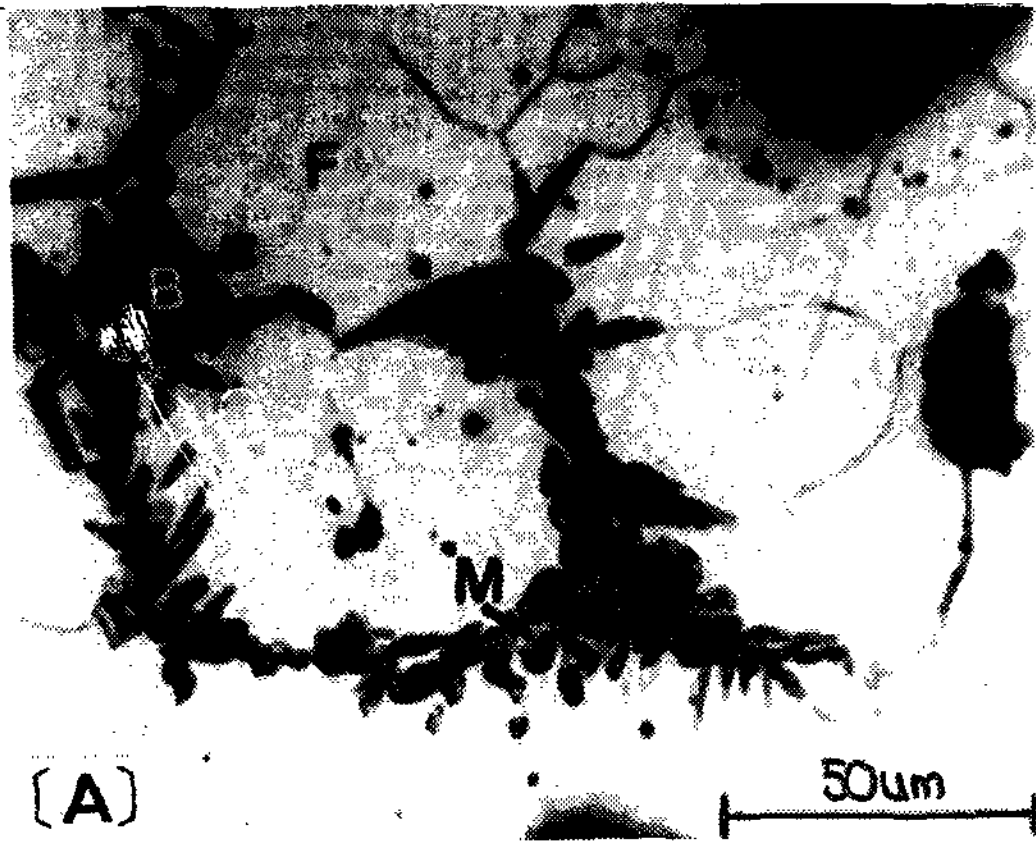


Fig. 2 Effects of volume fraction on hardness in prior structure containing various Ni contents. (Austenitizing Temp.: 820°C)

현미경 조직사진이다.

현미경 조직사진에서 볼 수 있는 바와 같이 전조직을 부여하지 않은 시료에서는 공정계면의 일부에서만 베이나이트상이 분포하고 있으나 10회의 주기열처리로 전조직을 부여한 시료에서는 공정계면의 대부분에서 베이나이트상이 분포하고 있음을 알 수 있으며 베이나이트의 부피분율 또한 증가되었음을 알 수 있다. 이러한 이유는 페라이트 기지는 오스테나이트화가 느린 반면 주기열처리에 의하여 형성된 미세 퍼얼라이트는 오스테나이트화가 빠르기 때문에⁷⁾ 오스테나이트 변태량이 증가하였고 또한 주기열처리에 의하여 열이력을 받아 공정계면에 고용되어 있던 탄소가 다시 오스테나이트화함에 따라 열적으로 활성화되어 오스테나이트화를 촉진하였기 때문에 10회의 주기열처리로 전조직을 부여한 시료에서는 오스테나이트화가 공정계면의 대부분에서



같이 주기수가 증가함에 따라 미세한 도상의 베이나이트상이 점차 증가되었는데 이는 주기열처리에 의하여 형성된 미세 퍼얼라이트가 페라이트보다 오스테나이트화가 빠르기 때문에 동일온도와 동일시간에 오스테나이트화 처리를 하였을때 더욱 많은 양의 오스테나이트상이 형성될 수 있기 때문이다. 퍼얼라이트가 페라이트보다 오스테나이트화가 빠

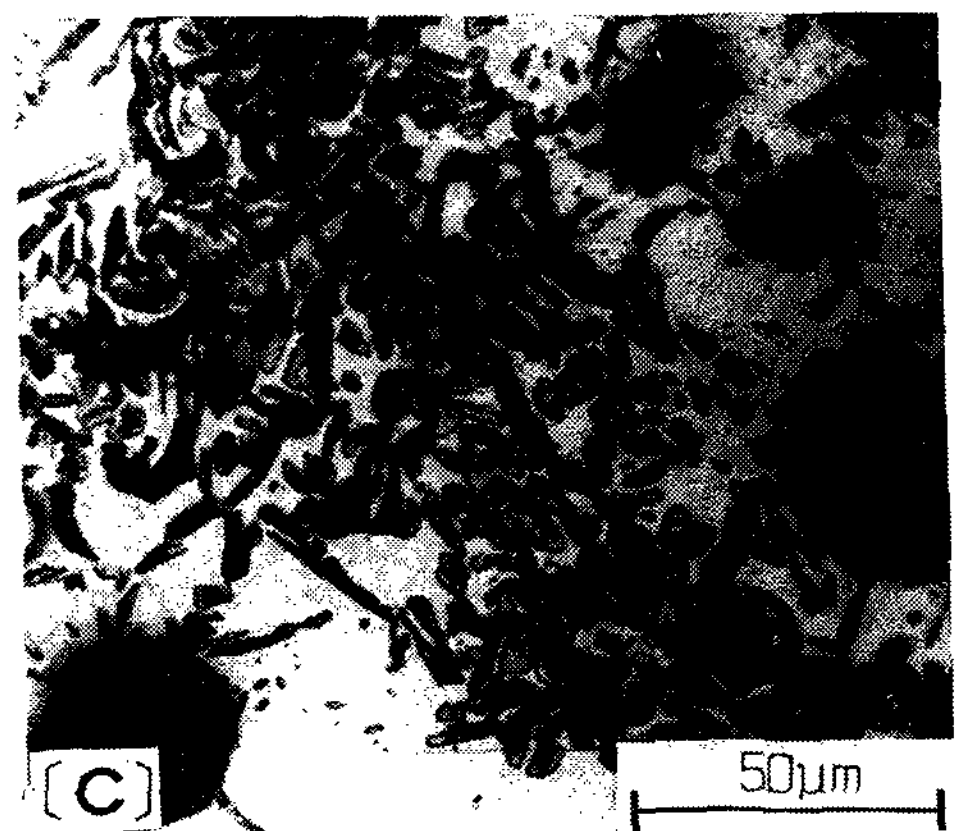
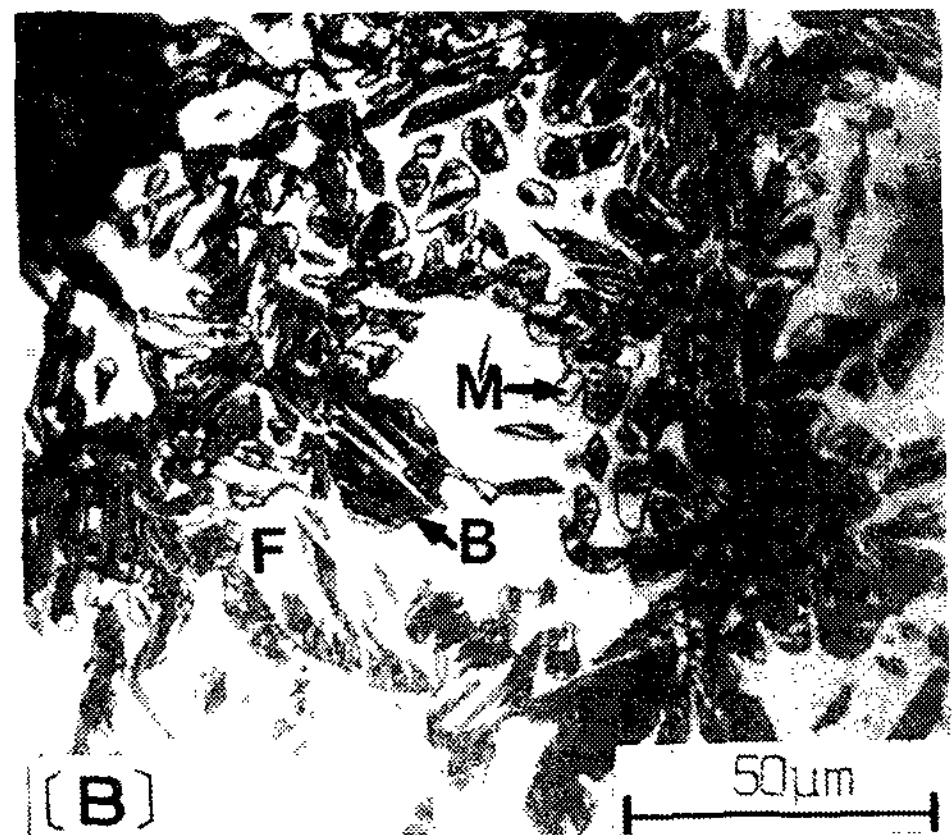
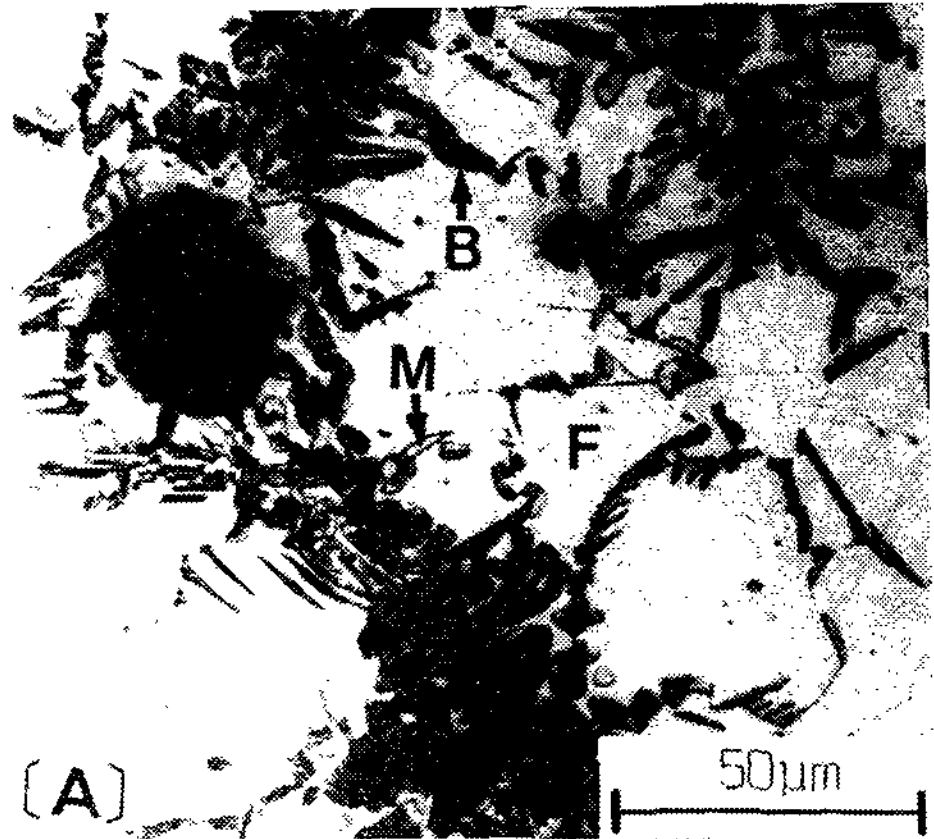


Photo 3. Microstructures showing affect of cyclic heat treatment (10 cycles) on the Ni free ADI. (Austenitizing Temp.: 820°C, Tempering Temp.: 350°C)

일어났지만 전조직을 부여하지 않은 시료에서는 공정계면의 일부분에서만 오스테나이트화가 일어난 것이라 생각된다.

Photo 4는 Ni을 2% 첨가한 시료를 공석변태구역인 820°C에서 여러가지 특수열처리 (0 cycle, 5 cycles, 10 cycles, IMH)를 실시하여 전조직을 부여한 후 820°C에서 30분동안 유지한 다음 베이나이트변태구역인 350°C에서 60분동안 항온 유지한 조직사진으로 페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트르 3상 혼합조직으로 되어 있으며, 사진에서 B로 표시된 검은 부분은 베이나이트이고 M으로 표시된 회색부분은 마르텐사이트이며 F로 표시된 비교적 환 부분은 페라이트이다.

Photo 4의 (A), (B), (C) 에서 알 수 있는 바와

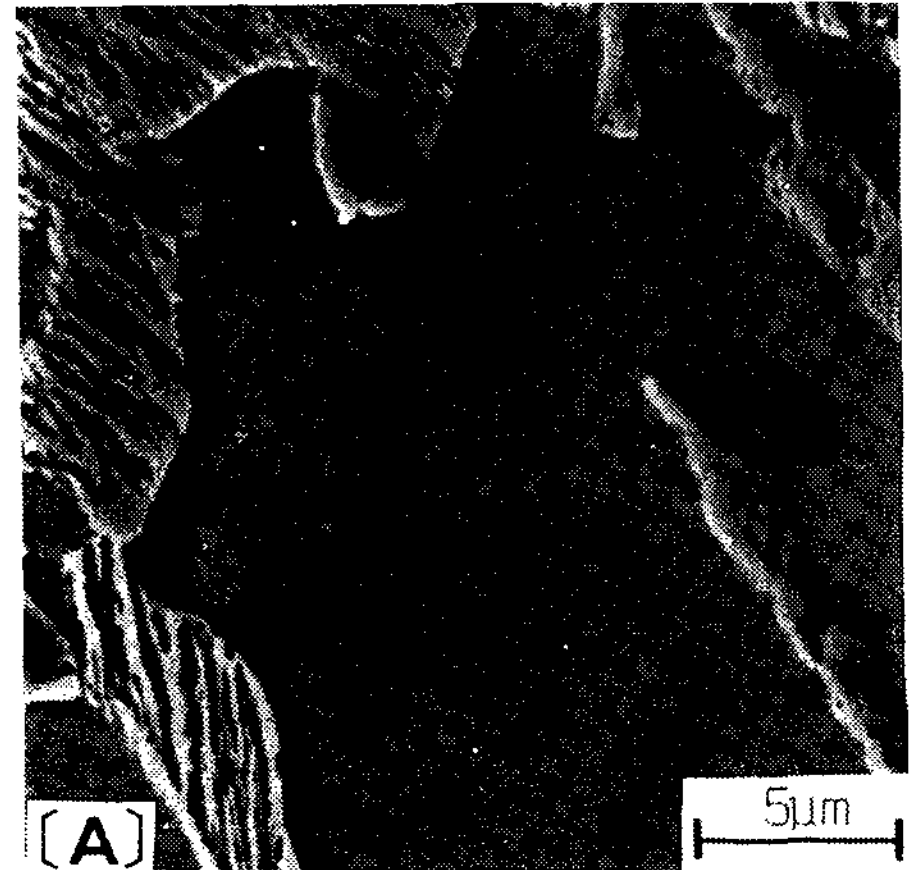
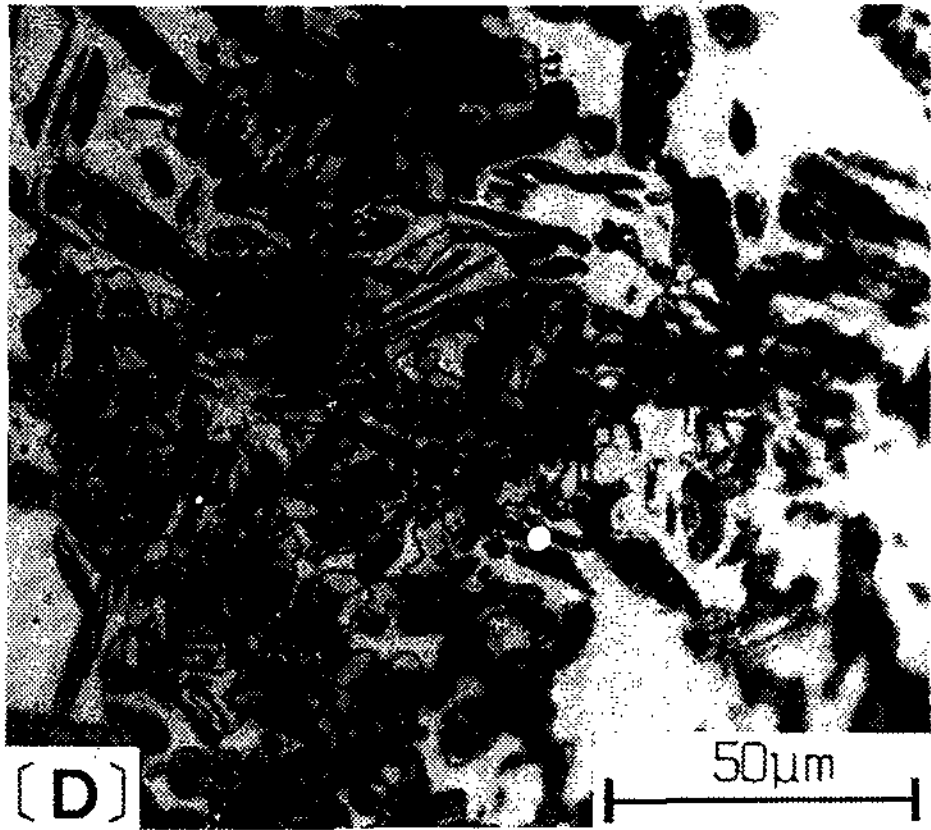
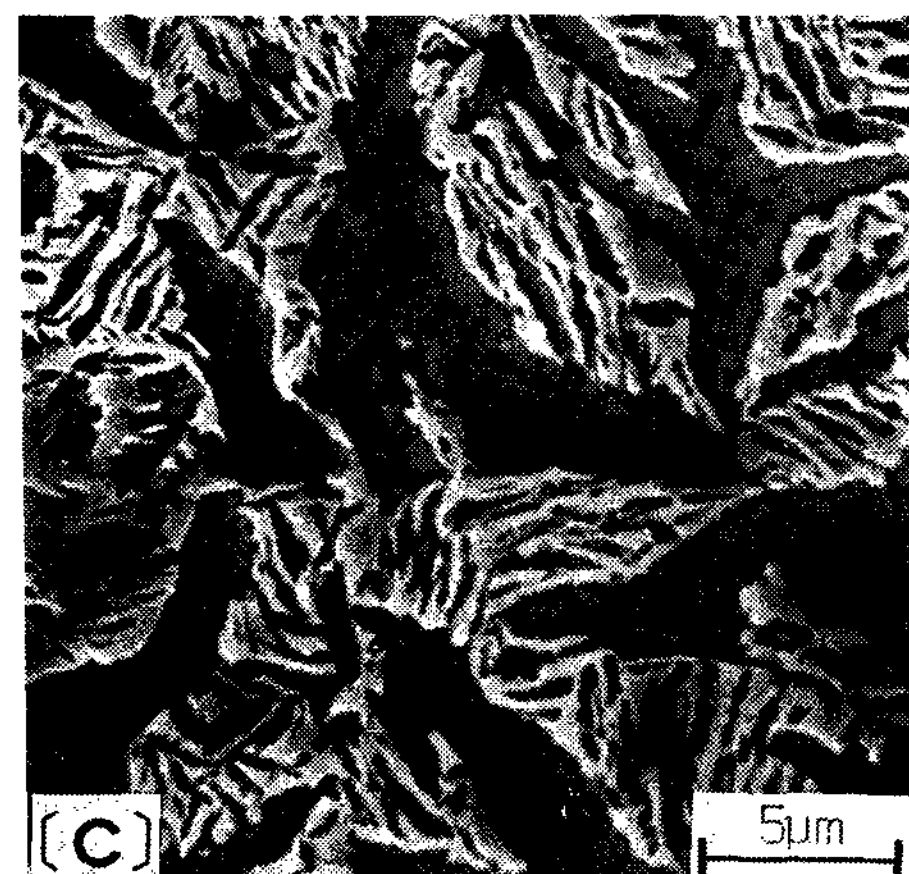
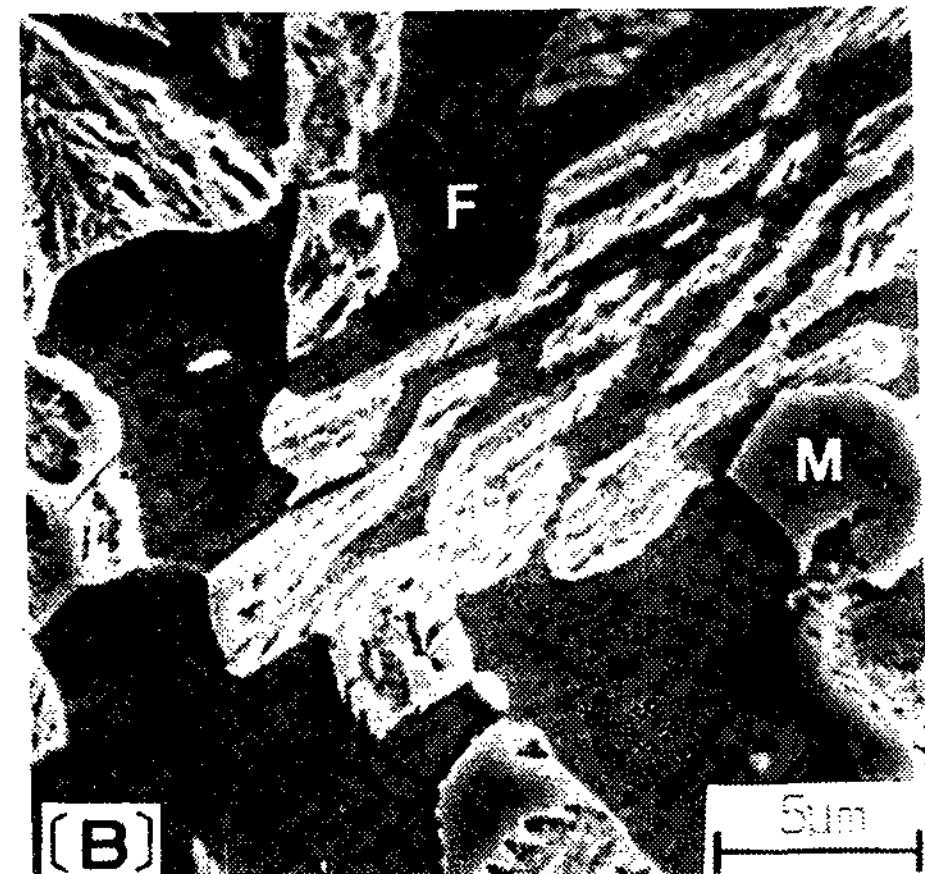


Photo 4. Microstructures of ADI containing 2.0% Ni with various special heat treatments. (Austenitizing Temp.: 820°C, Tempering Temp.: 350°C) (A) 0 cycle (B) 5 cycles (C) cycles (D) I. M. H.

큰 이유는 퍼얼라이트중의 세멘타이트는 그 층간 간격이 극히 작기 때문에 탄소의 확산거리가 짧으므로 오스테나이트화가 빠르게 진행되기 때문이다.

또한 Photo 4의 (D)에서 알 수 있는 바와 같이 IMH처리에 의하여 더욱 많은 베이나이트상이 형성되었음을 알 수 있는데 이는 마르텐사이트, 퍼얼라이트, 페라이트 순으로 오스테나이트화가 일어나기 쉽기 때문이다. 마르텐사이트조직이 오스테나이트화하기 쉬운 이유는 마르텐사이트의 전조직을 얻기 위한 급냉처리시 조직내에 탄소원자가 확산할 수 있는 시간이 충분하지 못하므로 그대로 마르텐사이트격자에 고용되어 있는 탄소가 실온 또는 저온에서는 안정하나 425°C이상으로 가열되면 쉽게 탄소를 배출한다.⁸⁾ 그러므로 페라이트나 퍼얼라이트보다 쉽게 오스테나이트화 된다고 생각된다.

Photo 5는 Photo 4를 보다 세밀하게 관찰하기 위하여 3000배로 확대한 주사전자현미경사진으로 주기열처리에 의하여 도상의 오스테나이트상이 형성되었음을 알 수 있다. 이처럼 주기열처리로 전조직을 부여한 시료를 다시 오스테나이트화 하여도 주기열처리에 의하여 형성된 미세한 도상의 퍼얼라이트가 다시 조대화되지 않았음을 볼 수 있는데 이는 구상흑연주철이 강에 비하여 결정립이 쉽게 조대화되지 않기 때문이다.



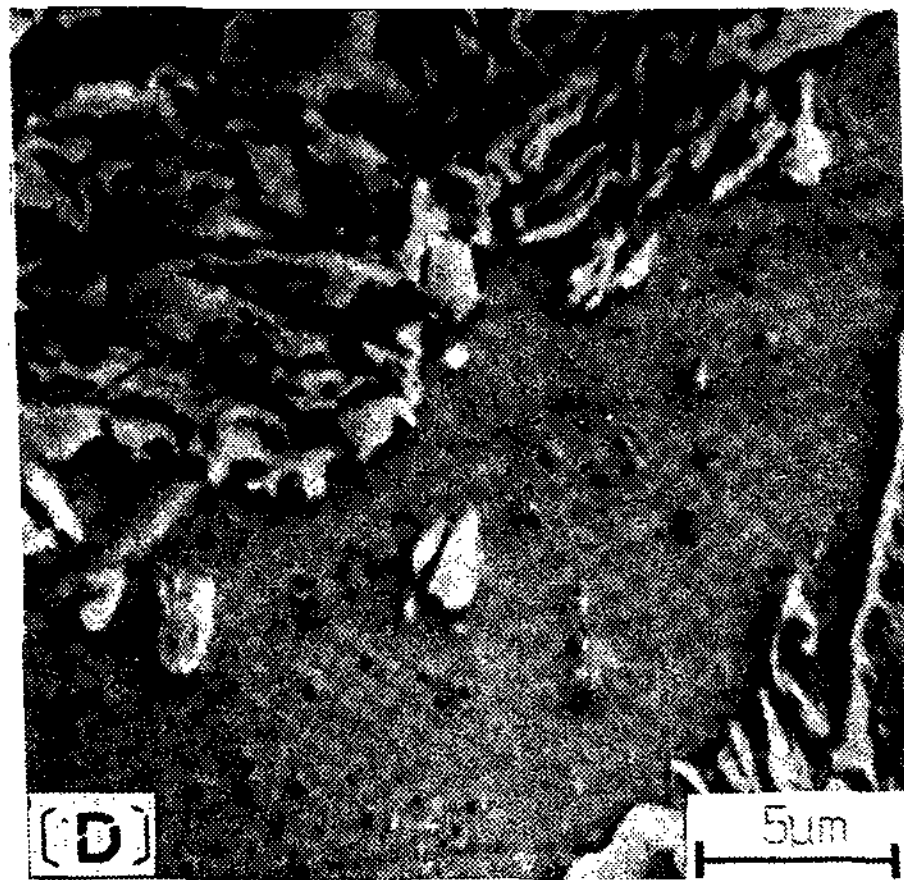


Photo 5. Scanning Electron Micrographs of ADI containing 2.0% Ni with various special heat treatments. (Austenitizing Temp.: 820°C, Tempering Temp.: 350°C)
 (A) 0 cycle (B) 5 cycles (C) 10 cycles
 (D) I. M. H.

3-3-2. 충격특성에 미치는 전조직의 영향

여러가지 특수열처리를 실시한 후 오스템퍼처리 한 시료의 충격에너지와 최대파단하중을 구하여 Fig 3에 나타내었다.

Fig 3에서 알 수 있는 바와 같이 0, 1, 2% Ni이 첨가된 시료에서 주기수가 증가함에 따라 충격에너지와 최대파단하중이 증가하고 있는데 이는 주기열처리에 의한 결정립 미세화와 구상흑연주철의 파괴의 시작점인 흑연-기지계면과 공정계면을 페라이트보다는 파괴강도가 큰 베이나이트 및 마르텐사이트를 분산시킴으로써 파괴가 시작되는 부분의 결합강도를 크게 해주었기 때문이라 생각된다. 한편 페라이트, 퍼얼라이트, 마르텐사이트의 전조직 순으로 기지에 고용되는 탄소농도가 증가함에도 불구하고 충격에너지가 떨어지지 않는 이유는 기지중의 페라이트의 부피분율이 60%이상을 차지하고 있기 때문에 기지의 탄소농도가 증가함에도 불구하고 충격에너지를 감소시키지 않았던 것으로 생각된다.

또한 Ni농도가 증가됨에 따라 최대파단하중이 점차 증가하고 있음을 알 수 있는데 이는 Ni의 고용 강화 효과에 기인하는 것으로 생각된다.

Fig 4는 여러가지 특수열처리에 따른 베이나이트와 마르텐사이트의 부피분율이 충격에너지에 미

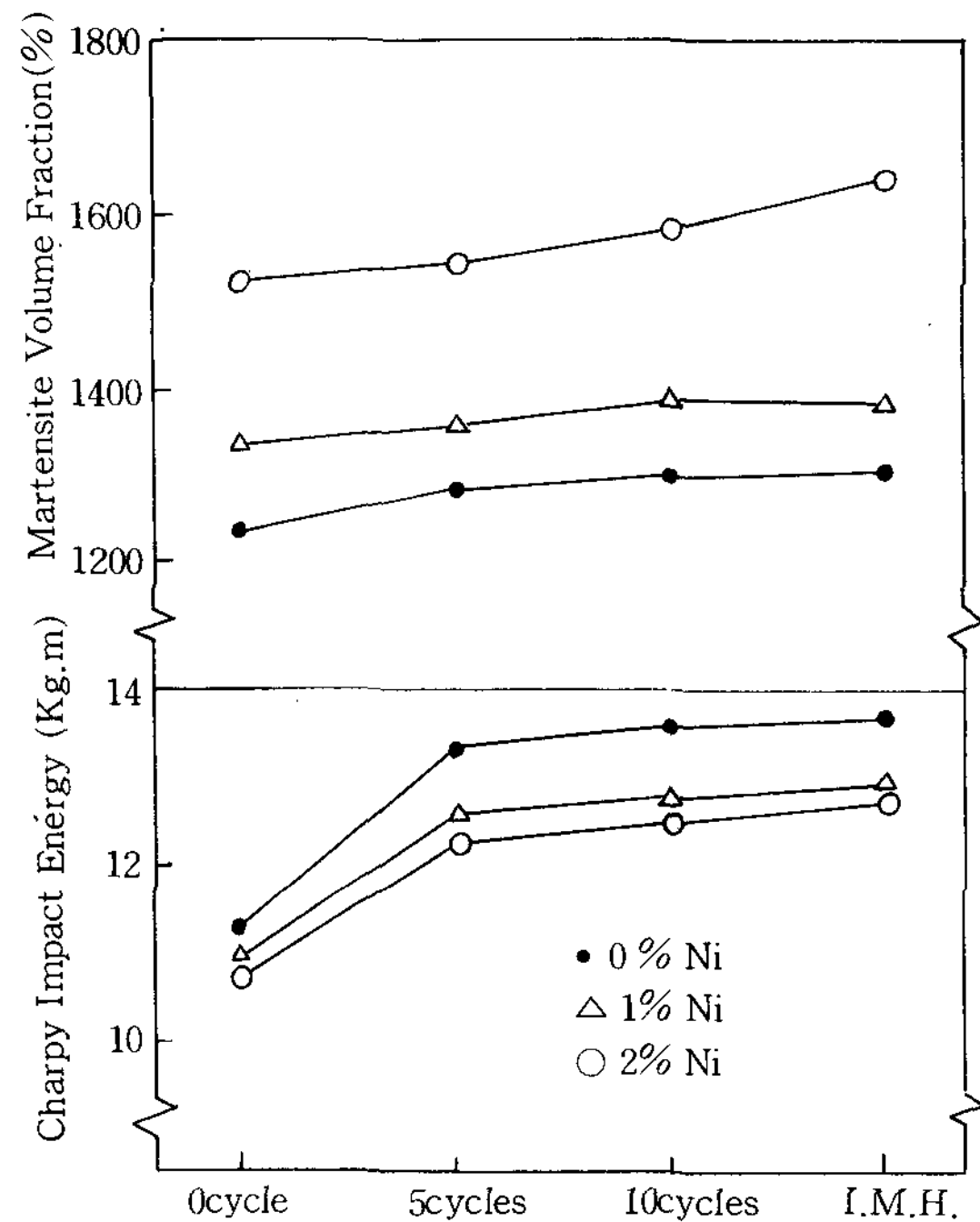


Fig. 3 Effects of various special heat treatment on Charpy impact energy and maximum fracture load at 0°C. (Austenitizing Temp.: 350°C Tempering. Temp.: 350°C).

치는 영향을 도식화한 것으로서 주기수가 증가함에 따라 베이나이트와 마르텐사이트의 부피분율이 점차 증가하고 있음을 알 수 있다.

이처럼 주기수가 증가함에 따라 베이나이트와 마르텐사이트의 부피분율이 증가하는 이유는 오스테나이트의 부피분율이 주기수가 증가함에 따라 증가하였기 때문이다.

또한 베이나이트의 부피분율이 증가함에 따라 충격에너지도 증가하였는데 이는 Photo 3에서 알 수 있던 바와 같이 특수열처리를 실시하지 않은 경우와는 달리 오스테나이트상이 구상흑연주철의 파괴의 시작점인 흑연 주위의 기지계면과 공정계면의 대부분에서 형성되어 오스템퍼처리에 의한 베이나이트의 형성으로 파괴의 기점을 강인화시켰기 때문이다. 또한 제3상인 마르텐사이트의 부피분율이 점차 증가됨에도 불구하고 오히려 충격에너지가 증가됨을 볼 수 있는 이유는 미세하게 분산된 3%이하의 소량의 마르텐사이트가 구상흑연주철의 파괴의 시작점을 오히려 강화시켜 충격에너지를 증가시킨 것으로 생각된다.

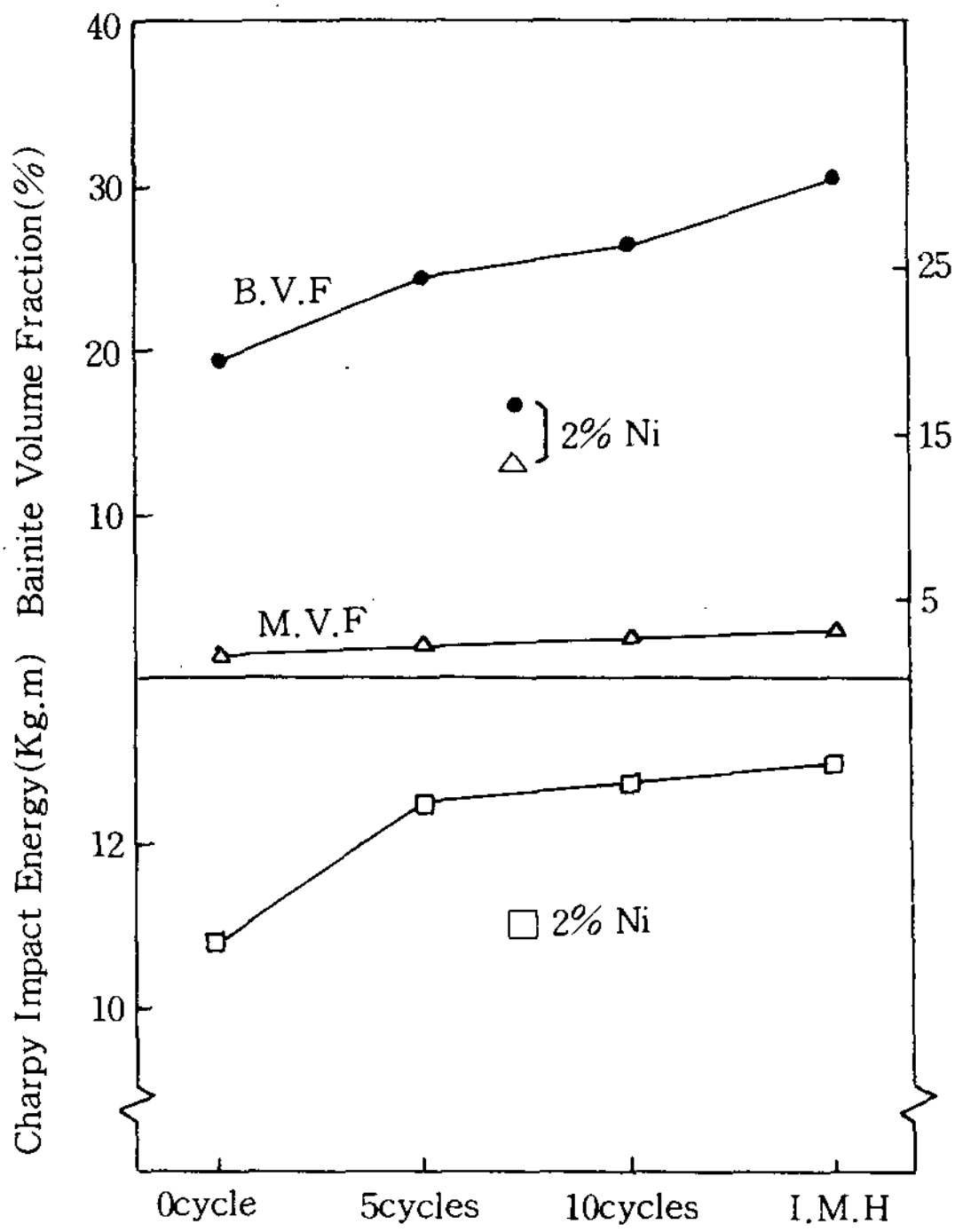


Fig. 4 Effects of bainite and martensite volume fraction on Charpy impact energy with various special heat treatments. (Austenitizing Temp.: 820°C, Tempering Temp.: 350°C)

3-3-3. 경도에 미치는 전조직의 영향

Fig 5는 여러가지 특수열처리를 실시한 후 오스템퍼처리한 시료의 경도변화를 나타낸것으로서 베이나이트와 마르텐사이트의 부피분율이 증가함에 따라 경도가 증가되었다.

이는 주기열처리와 IMH처리에 의하여 증가된 오스테나이트상이 베이나이트와 마르텐사이트의 핵생성 장소로 작용하였기 때문이다.

오스테나이트(마르텐사이트+잔류오스테나이트)의 부피분율이 증가함에 따라 경도가 증가하는 것은 주기열처리와 IMH처리에 의해 기지내의 탄소농도가 증가되어 소입시 마르텐사이트로 변태하는 오스테나이트 pool이 증가되었기 때문이라고 생각한다.

3-3-4. 파단면 관찰

Photo 6은 1.5% Ni을 첨가한 시료의 충격파단면을 주사전자현미경으로 관찰한 사진으로서 (A)는 0 cycle, (B)는 5 cycles (C)는 10cycles (D)는 IMH 처리후 오스템퍼처리한 경우를 나타내고

있다. 사진에서 알 수 있는 바와 같이 충격시험 결과 충격인성이 가장 좋게 나타난 (B)는 구상흑연을 중심으로 연성파면을 나타내는 dimple pattern이 가장 많이 관찰되었으며 (C)는 dimple pattern과 약간의 river pattern의 quasi-cleavage 파면

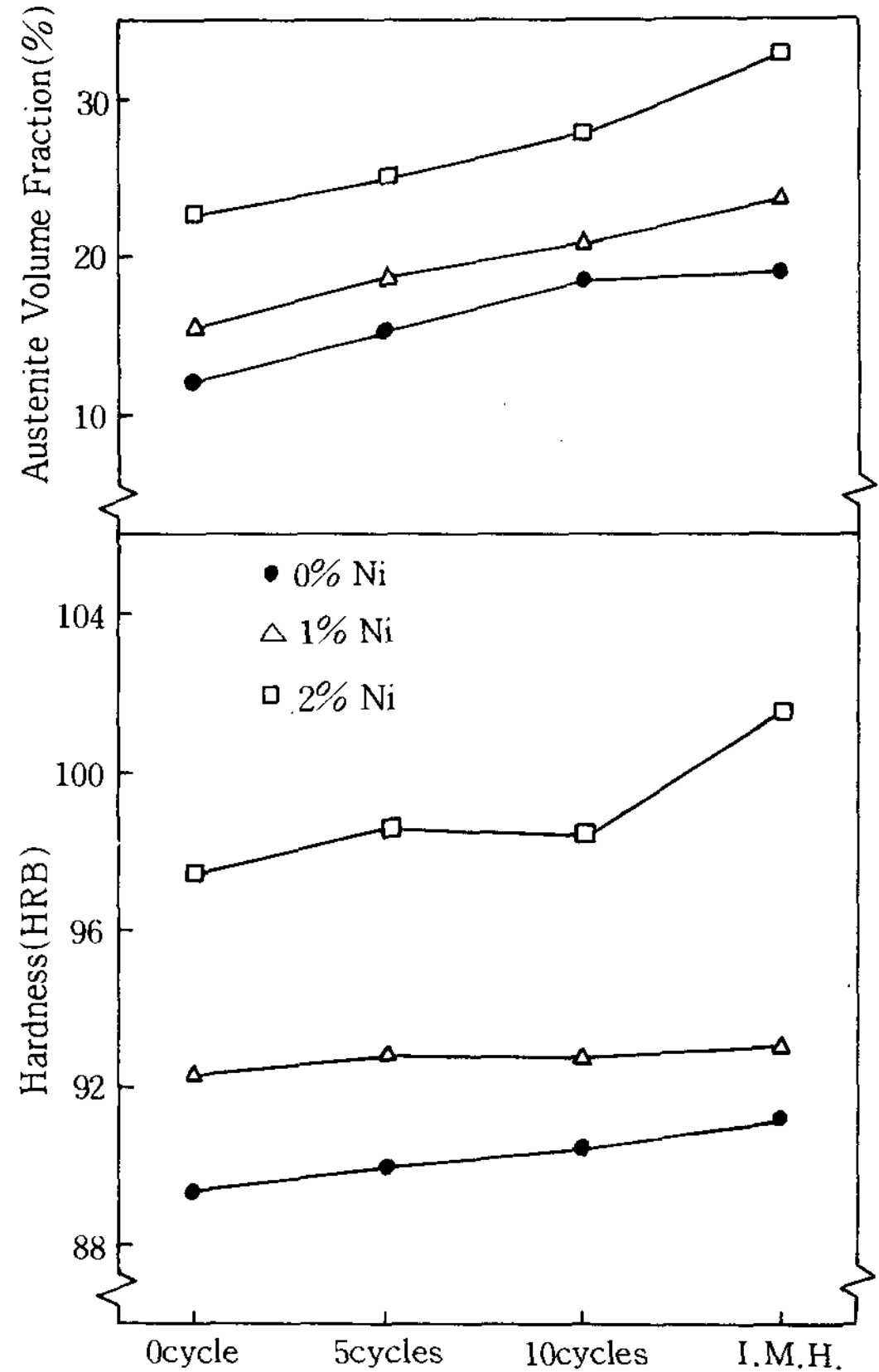
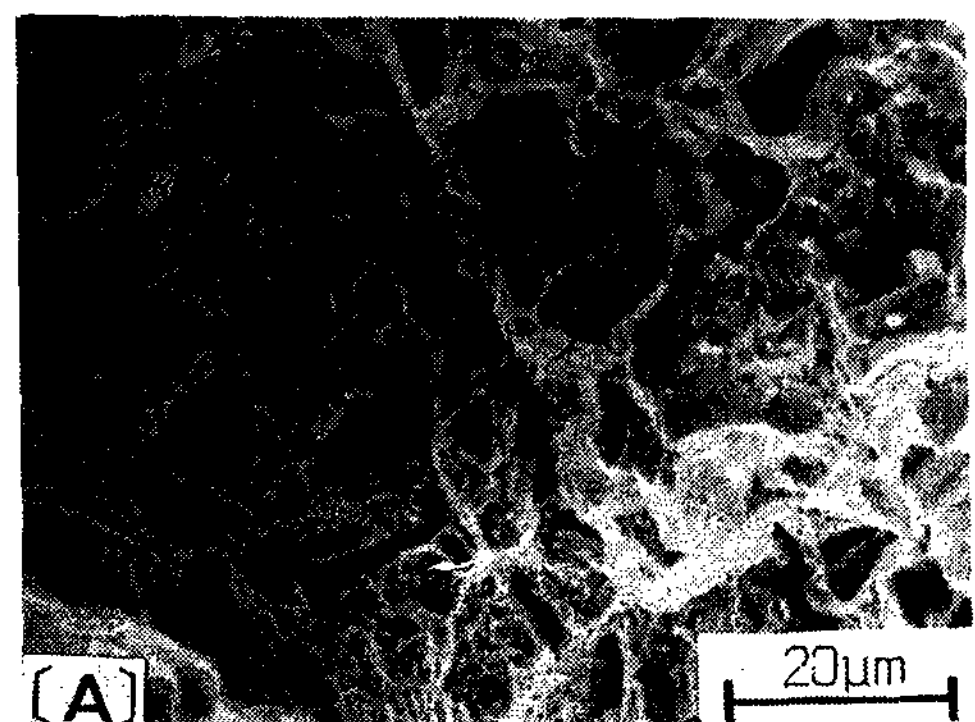


Fig. 5 Effects of austenite (bainite+martensite) volume fraction on hardness With various special heat treatments. (Austenitizing Temp.: 820°C, Tempering Temp:350°C)



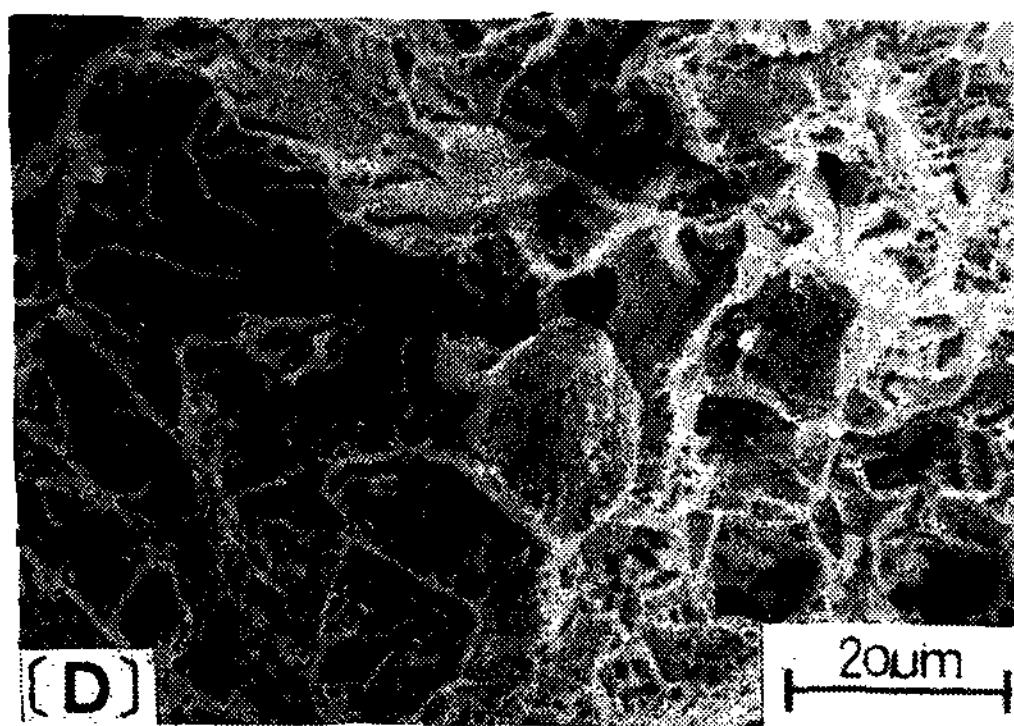
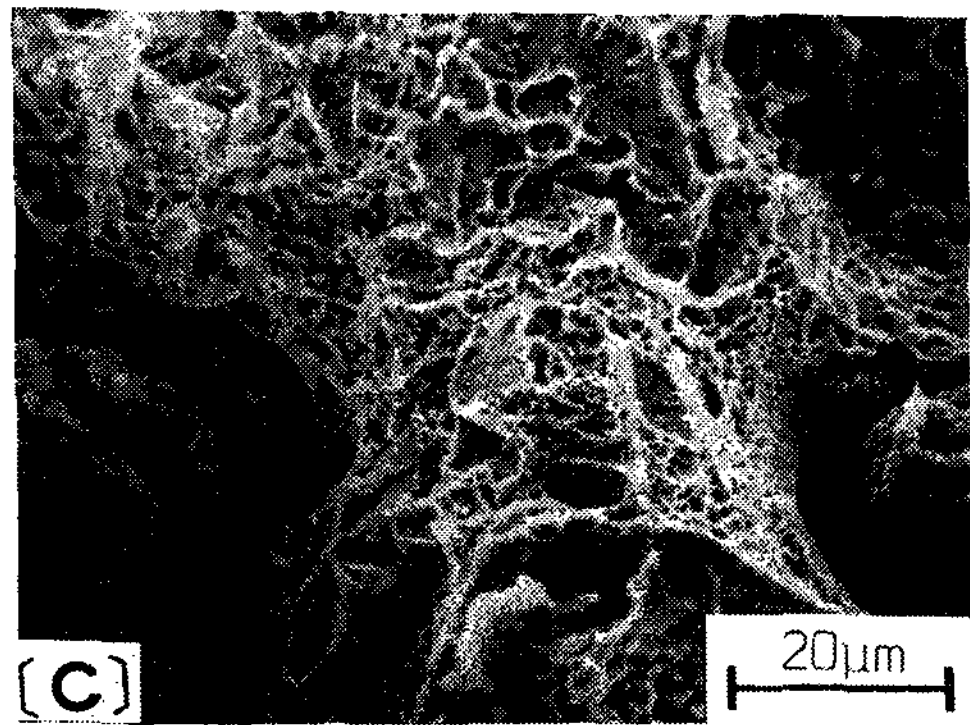
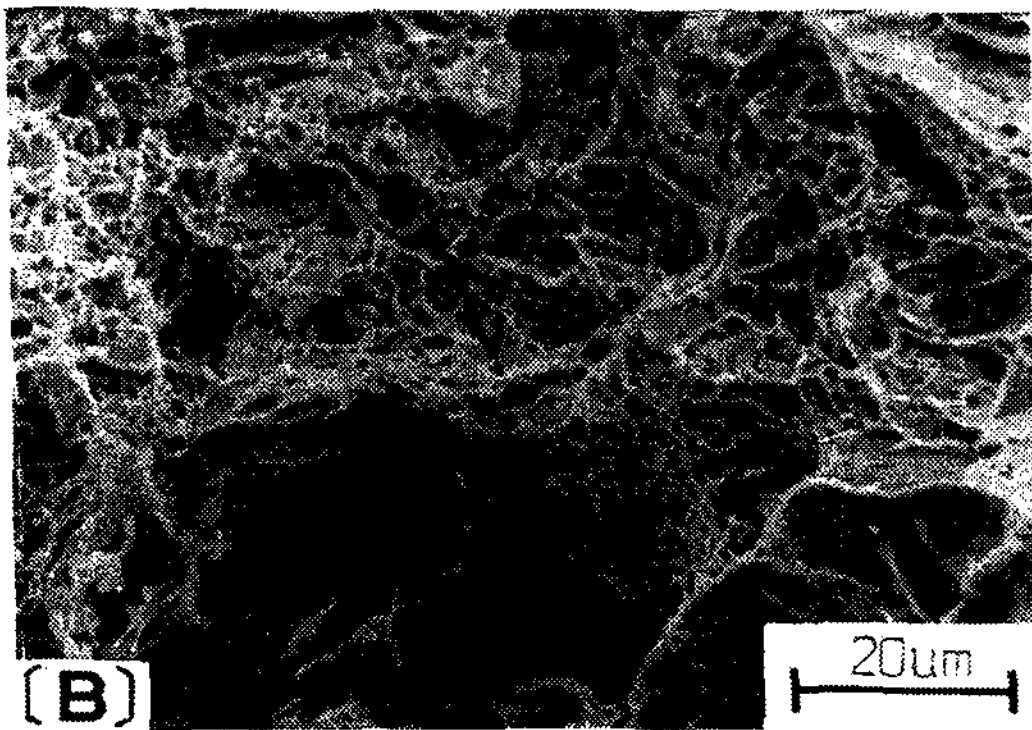


Photo 6. Scanning Eletron Micrographs of the fracture surface of ADI containing 1.5% Ni with various special heat treatments. (Austenitizing Temp.: 900°C, Tempering Temp.: 350°C) (A) 0 cycle (B) 5 cyles (C) 10 cycles (D) I. M. H.

을 관찰할 수 있다. 그리고 (A)와 (D)에서는 공정계면에 dimple pattern보다는 취성파면을 나타내는 river pattern의 quasi-cleavage 파면의 형태가 많은 것을 관찰할 수 있는데 이처럼 공정계면에 취성파면인 river pattern의 quasi-cleavage 파면의 형태가 관찰되는 것은 급냉시 마르텐사이트로 변태하는 오스테나이트 pool 이 존재하였기 때문이다.

4. 결 론

Ni(0~2%) 합금 구상흑연주철을 820°C에서 여러가지 특수열처리를 실시한 후 오스템퍼 처리한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 미세 퍼얼라이트량은 주기수에 따라 증가하였으며 Ni 농도가 증가함에 따라 그 양은 더욱 증가하였다.
2. 특수열처리를 실시한 시료와 실시하지 않은 시료를 오스템퍼처리 하였을 때, 특수열처리를 실시한 시료에서는 전반적인 공정계면에서 오스테나이트화가 일어난 반면 특수열처리를 실시하지 않은 시료에서는 일부 공정계면에서만 오스테나이트화가 일어났다.
3. Ni함량의 증가에 따라 충격에너지는 감소하였고 최대파단하중은 증가하였다.
4. Ni을 2.0% 첨가한 시료를 820°C에서 5회 주기열처리를 실시한후 오스템퍼처리 하였을 때 로크웰경도 99(HRB), 충격에너지 12(kg-m), 최대 파단하중 1500(kg-f)의 기계적 성질을 얻었다.

참 고 문 헌

1. S.K. Yu, C.R. Loper, H.H. Cornell : AFS Trans., 97 (1986), 557
2. T. Kobayashi, H. Yamamoto : Metallurgical Transaction A, 19A(1988), 319
3. R.C. Miller : Trans. ASM, Vol.57(1964), 892.
4. Y. Tanaka, K.Ikawa : Imono, 47(1976), 12, 847.
5. N. Wada, C. Lu, Y. Ueda, T. Maeda : Imono, 55(1983), 1, 10.
6. Y. Tanaka, K. Ikawa : Imon, 48(1976), 4, 227.
7. W.C. Jeong, C.H. Kim : Journal of materials science, 20(1985), 4392.
8. S.W. Kim : JuJo, Vol.6(1986), 4, 290.