

|||||  
**論 文**  
 |||||

구상흑연주철의 강인화에 미치는 특수열처리와 합금원소의 영향

김 석 원, 최 용 선

**Effect of Special Heat Treatments and Alloying Element(Ni)  
 on Strengthening and Toughening of Ductile Cast Iron**

Sug-Won Kim, Young-Seon Choi

**Abstract**

Ductile cast iron has a good ductility and ductility and toughness than those of gray cast iron, because the shape of graphite is spheroidal.

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

This study aims to investigate the effect of various special heat treatment(Cyclic Heat Treatment, Intermediate Heat Treatment, Step Quenching), austempering and alloying element(Ni) on the strength and toughness of ductile cast iron.

The results obtained from this study are summarized as follows.

- 1) With addition of Ni, the amount of pearlite or bainite were increased and the morphologies of pearlite or bainite became finer by special heat treatments.
- 2) As the Ni added and not added ductile cast iron were treated by austenitizing at 900°C and 840°C, in the latter the austenite was mostly formed in the vicinity of eutectic cell boundary, but in the former on the whole matrix.
- 3) In cyclic heat treatment, the volume fraction of pearlite was increased and the shape of pearlite was fined with increase of the number of cycle.
- 4) The shape of pearlite was mostly bar type in the intermediate heat treatment, but spheroidal type in step quenching.
- 5) The mechanical properties of ductile cast iron containing 1.5%Ni austempered at 400°C for 25min. after austenitizing at 900°C for 15min. were a good value of hardness 105 (HRB), impact energy 12.5(kg.m), tensile strength 112(kg/mm<sup>2</sup>) and elongation 6.8 (%)

**1. 서론**

구상흑연주철은 주강에 비하여 비교적 주조성이 우수하고, 또한 흑연의 형태가 구상이므로 notch 효과(notch effect)가 현저히 감소되어 기계적 성질

도 우수하기 때문에 자동차부품, 방위산업재료로써 단조품 및 주강품의 대치품으로 사용되어지고 있다.

구상흑연주철의 파괴는 흑연-기지 혹은 공정계면에서 주로 발생<sup>1)</sup>하므로 이들 부위를 강인화시

전북대학교 금속공학과 (Dept. of Metal. Eng. Chonbuk National University)

키면 구상흑연주철을 좀 더 강인화시킬 수 있을 것이다. 지금까지 구상흑연주철의 강인화 방법은 합금원소첨가<sup>2~8)</sup>와 열처리<sup>9~14)</sup>에 의하여 시도되어 왔으며 이들의 방법으로 페라이트 기지로 부터 퍼얼라이트 기지까지 폭넓은 기지조직을 갖는 구상흑연주철을 제조할 수 있었다.

따라서 본 연구에서는 열처리 방법중 철강재료 강인화에 사용되는 결정립미세화 열처리(Cyclic Heat Treatment, Intermediate Heat Treatment, Step Quenching) 및 오스템퍼링등의 특수열처리와 오스테나이트 안정화 원소인 Ni이 구상흑연주철의 강인화에 미치는 영향에 대하여 연구 검토하였다.

## 2. 실험방법

본 실험에서는 Table 1과 같은 조성의 주철재료를 고주파유도로(1000Hz)에서 용해하고, 용탕은 1520°C까지 승온시켜 탈황한후, 레들에서 샌드위치법으로 구상화처리하고 CO<sub>2</sub> 주형으로 만든 Y-block에 1420°C에서 주입하여 시편을 제작하였다.

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

Element Specimen	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni
S <sub>1</sub>	3.73	2.72	0.22	0.050	0.018	0.043	
S <sub>2</sub>	3.71	2.73	0.21	0.063	0.018	0.046	1.52

본 실험에 사용된 충격시편은 50×10×7mm이고 인장시편은 평행부의 길이를 6φ×40mm로 제작하였다.

시편의 초기조직을 균일한 페라이트 조직으로 만들기 위하여 아르곤분위기의 관상로에서 Fig. 1

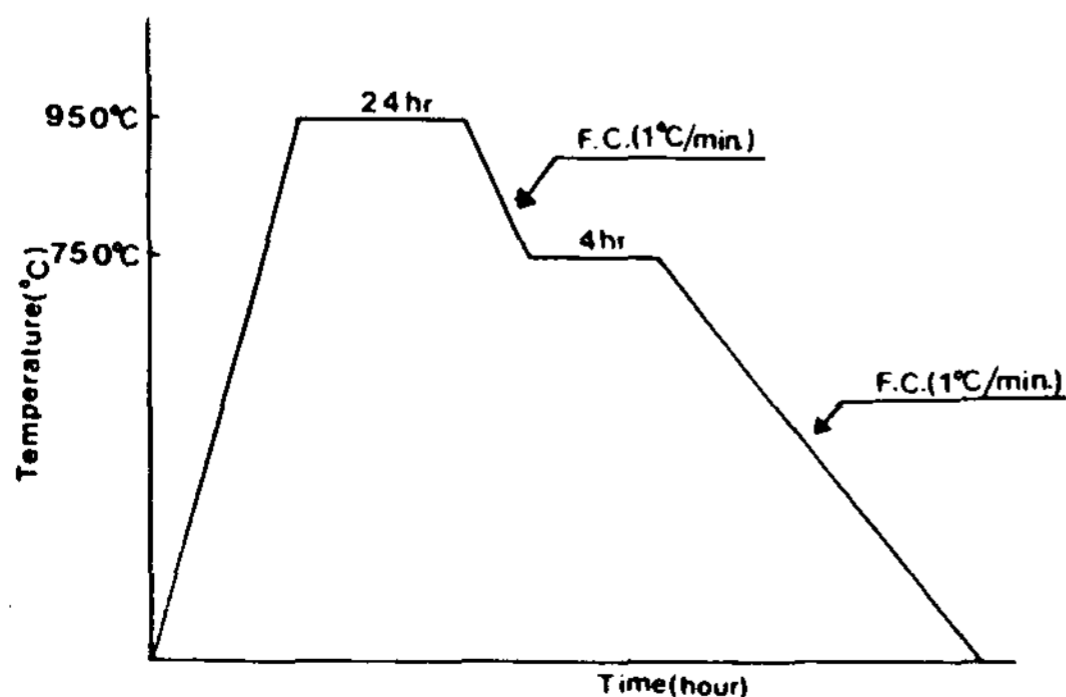


Fig. 1. Heating cycle for ferritizing of DCI.

과 같이 열처리 하였으며 이때 얻어진 시편을 Fig. 2에 나타난 여러 가지 특수열처리를 실시하였다.

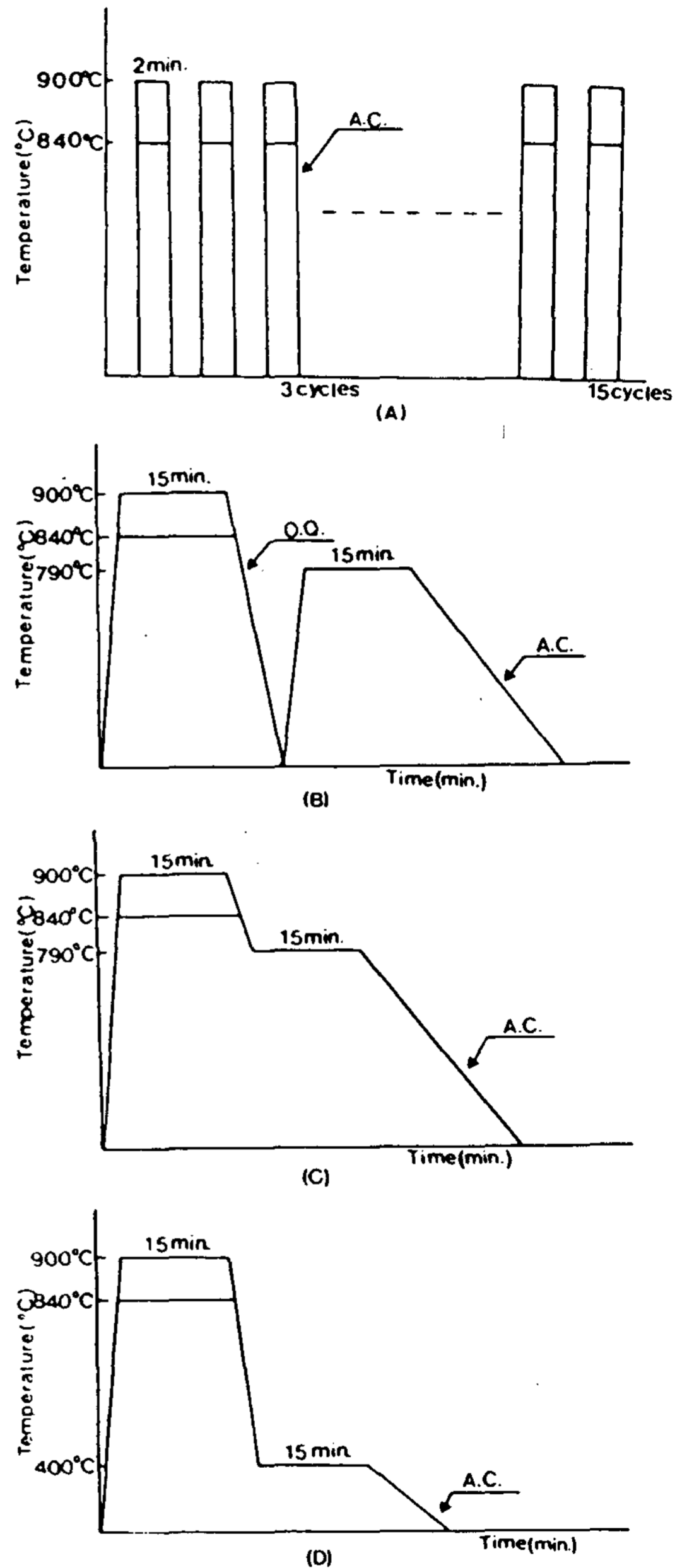


Fig. 2. Schematic diagrams of various special heat treatments.

- A) Cyclic Heat Treatment(C.H.T.)
- B) Intermediate Heat Treatment(I.M.H)
- C) Step Quenching(S.Q)
- D) Austempering

특수열처리시에 사용한 염욕 (salt bath) 은 고온에서는 염욕(Pb bath), 저온에서는  $KNO_3 : NaNO_3=1:1$ 의 혼합염욕을 사용하였다.

시편의 조직은 광학현미경으로, 퍼얼라이트와 베이나이트의 형상과 파단면은 주사전자현미경을 사용하여 관찰하였다. 또한 각 상의 상분율은 화상분석기(image analysis system)을 사용하여 측정하였다. 충격시험은 계장화된 샤르피 충격시험기(instrumented charpy impact tester)를 이용하였고, 인장시험은 Instron 1125의 인장시험기(full scale 5 ton, cross head speed 1mm/min, chart speed 5cm/min)로, 경도시험은 로크웰 경도기(B scale, 하중 100kg)를 사용하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 주조 조직의 변화

Photo 1은 기지조직의 사진이다. Photo 1(B)에서 알수 있는 바와 같이 Ni합금원소를 첨가하면 퍼얼라이트의 양이 증가되었고, 흑연주위의 페라이트 환의 크기는 작아졌다. 따라서 Ni을 첨가하므로써 퍼얼라이트 부피분율이 증가하였고 경도값도 증가함을 알 수 있었다. Photo 1(C)는 Fig. 1

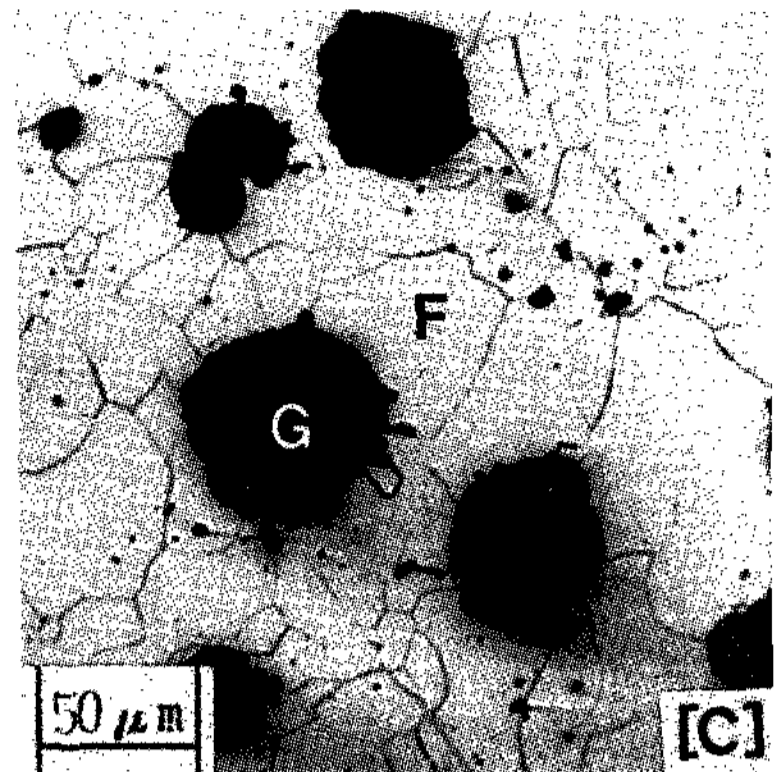
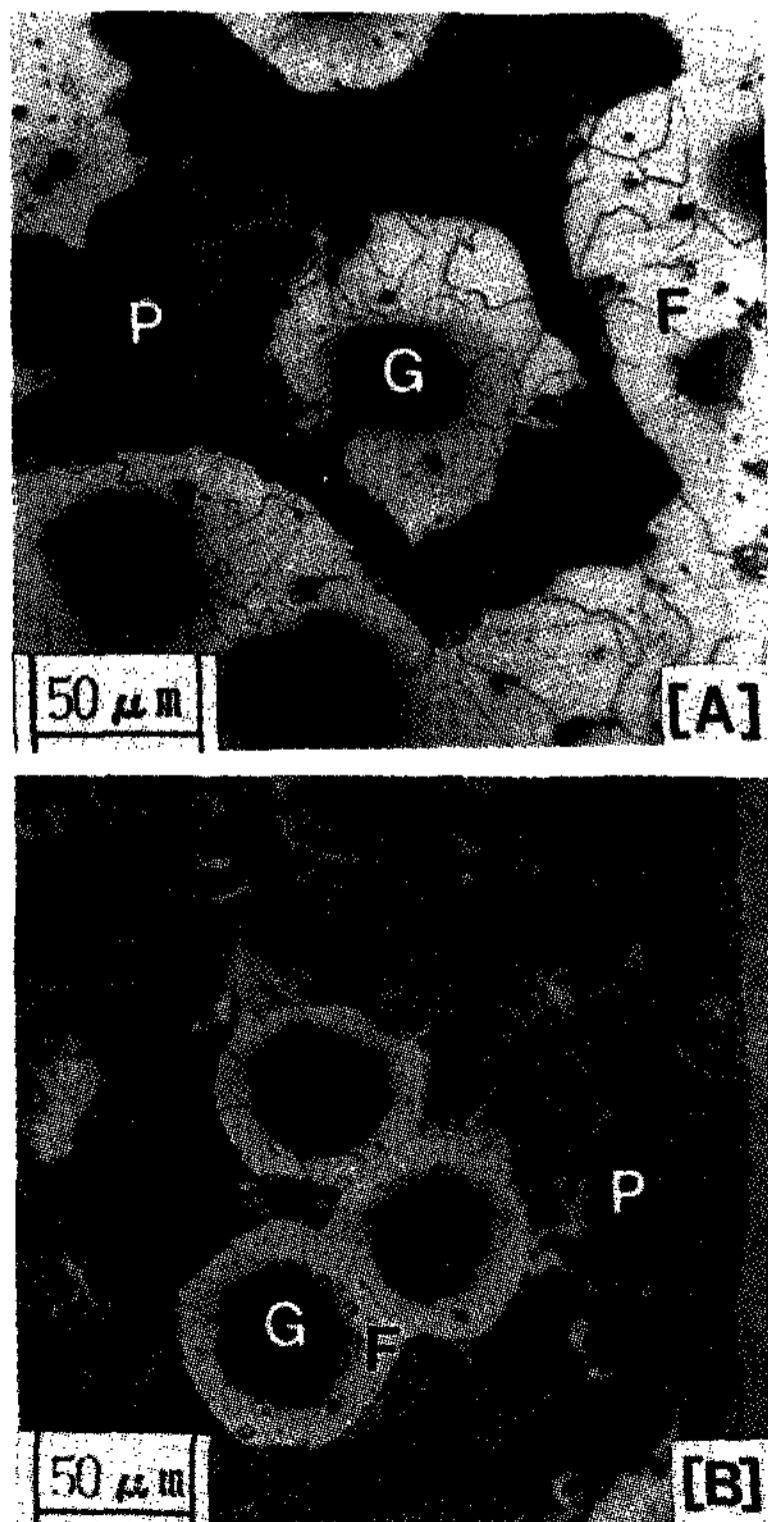


Photo 1. Microstructures of as-cast and ferritic DCI (A) 0 Ni (B) 1.5 Ni (C) Ferritic DCI

과 같은 열처리에 의하여 균일한 페라이트 조직이 되었으며, 기지조직내에 미소하게 존재하는 것은 흑연들이다. 이들은 열역학적으로 불안정한 시멘타이트가 페라이트화 열처리중에 분해하여 생긴 탄소들이며, 기존의 구상흑연에 확산될 수 있는 시간이 충분하지 않음으로써 기지내에 잔류하여 생긴 2차 흑연들이다.

#### 3.2 기지조직의 변화에 미치는 특수열처리와 Ni의 영향

Photo 2와 Photo 3은 Ni을 첨가하지 않은 시편을 페라이트화 한 후, 840°C와 900°C에서 여러가지 특수열처리 한 조직사진이다. Photo 2(A), (B)에서 알수 있듯이 3회 주기열처리한 경우는 퍼얼라이트가 공정계면에 집중적으로 생성되었고, 주기회수가 15회로 증가하면 보다 미세한 도(island)상의 퍼얼라이트가 기지전반에 걸쳐 고르게 분포되었고 퍼얼라이트 양도 증가하였다. 이는 주기열처리시 고온에서 급냉함으로써 탄소의 확산을 도중에 억제시킴으로써 도상의 퍼얼라이트가 생성되었으며, 또한 주기회수가 증가함에 따라 급열, 급냉에 의해 오스테나이트의 핵생성 자리가 증가하기 때문에 퍼얼라이트의 생성량이 증가하였다. Photo 2(C)와 (D)를 보면 흑연립 주위보다 흑연사이의 공정계면에 퍼얼라이트 변태가 더욱 많이 존재함을 알 수 있다. 이는 기지내에 존재하는 C와 Mn의 합금원소의 편석<sup>15, 16)</sup>으로 인하여 가열시 탄소가 흑연립으로부터 페라이트 기지로 확산할 때 페라이트 입내보다는 입계에서 확산이 빠르게 진행되기 때문에<sup>17)</sup> 공정경계에서 오스테나이트 변태가 빨리 일어나 이들이 냉각과정중 퍼

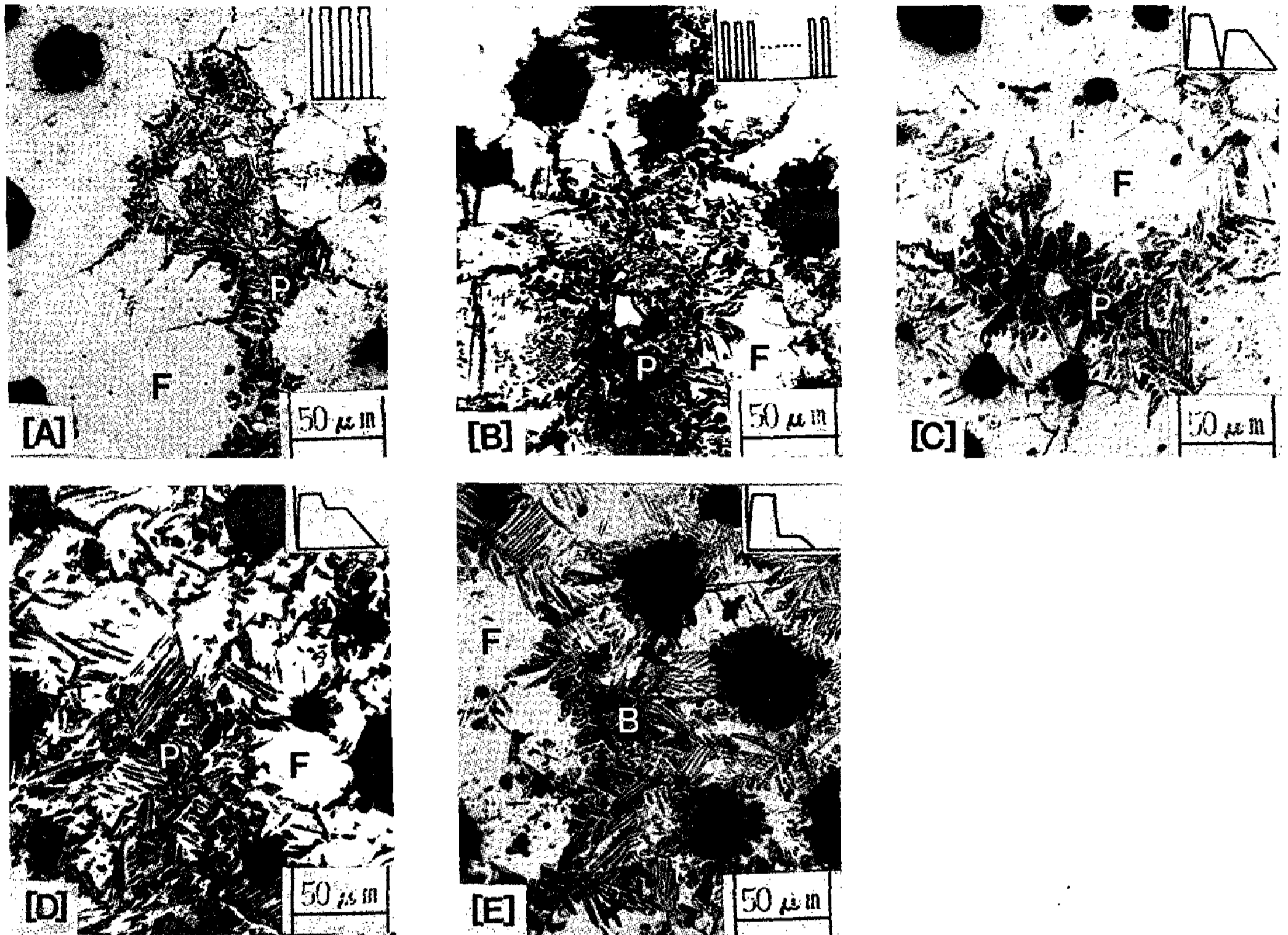


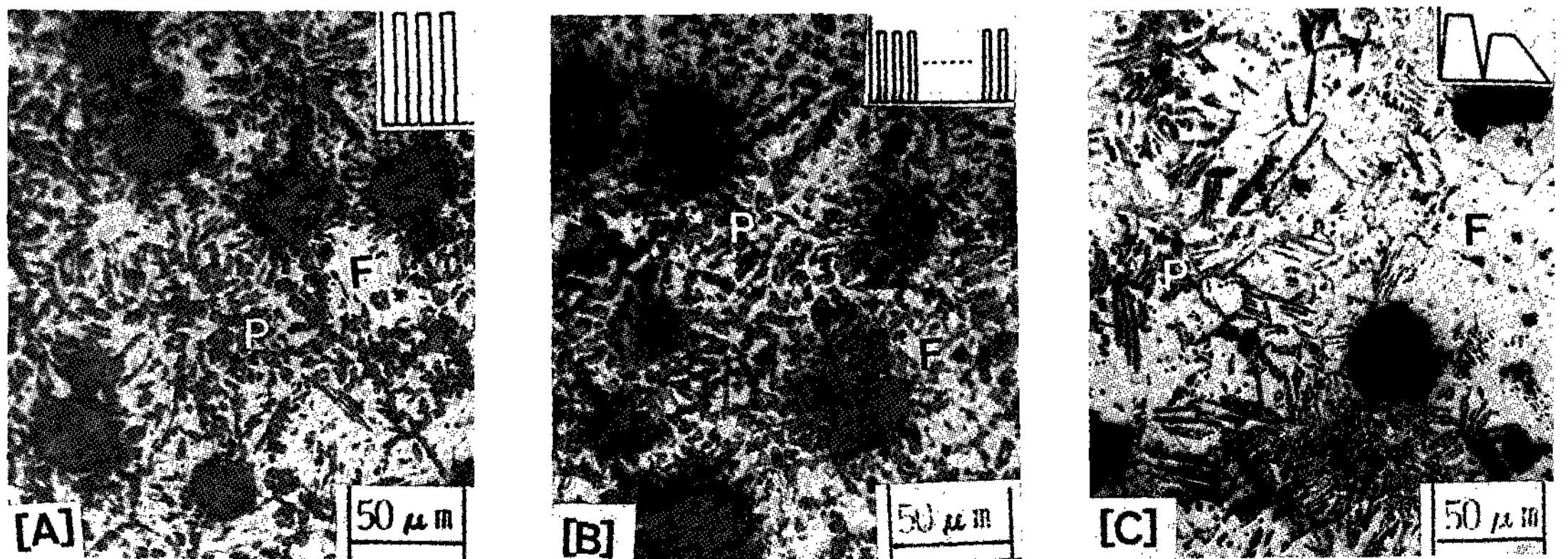
Photo 2. Microstructures of DCI containing 0%Ni with various special heat treatments. (austenitizing temp. : 840°C)

(A) C.H.T. : 3cycles (B) C.H.T. : 15cycles (C) I.M.H. (D) S.Q (E) Austempering

얼라이트로 변태되기 때문이다. 또한 Photo 2(E)는 전형적인 오스템퍼링 조직으로서 기지조직은 페라이트이고 공정계면에 베이나이트 상이 분포되어 2상 혼합조직을 나타내 주고 있다.

Photo 3은 Photo 2에 비하여 퍼얼라이트(A, B, C, D) 또는 베이나이트(E)가 흑연립 주위와

공정계면에서 균일하게 분포되었다. 이는 오스텐나이트화 온도가 840°C 에서 900°C로 높아짐에 따라 탄소의 확산이 입내 및 입계에서 모두 빨라져 흑연립으로부터 결정입계를 통한 입계확산과 흑연립에 인접한 페라이트 상내로의 입내확산이 동시에 일어나기 때문이다.



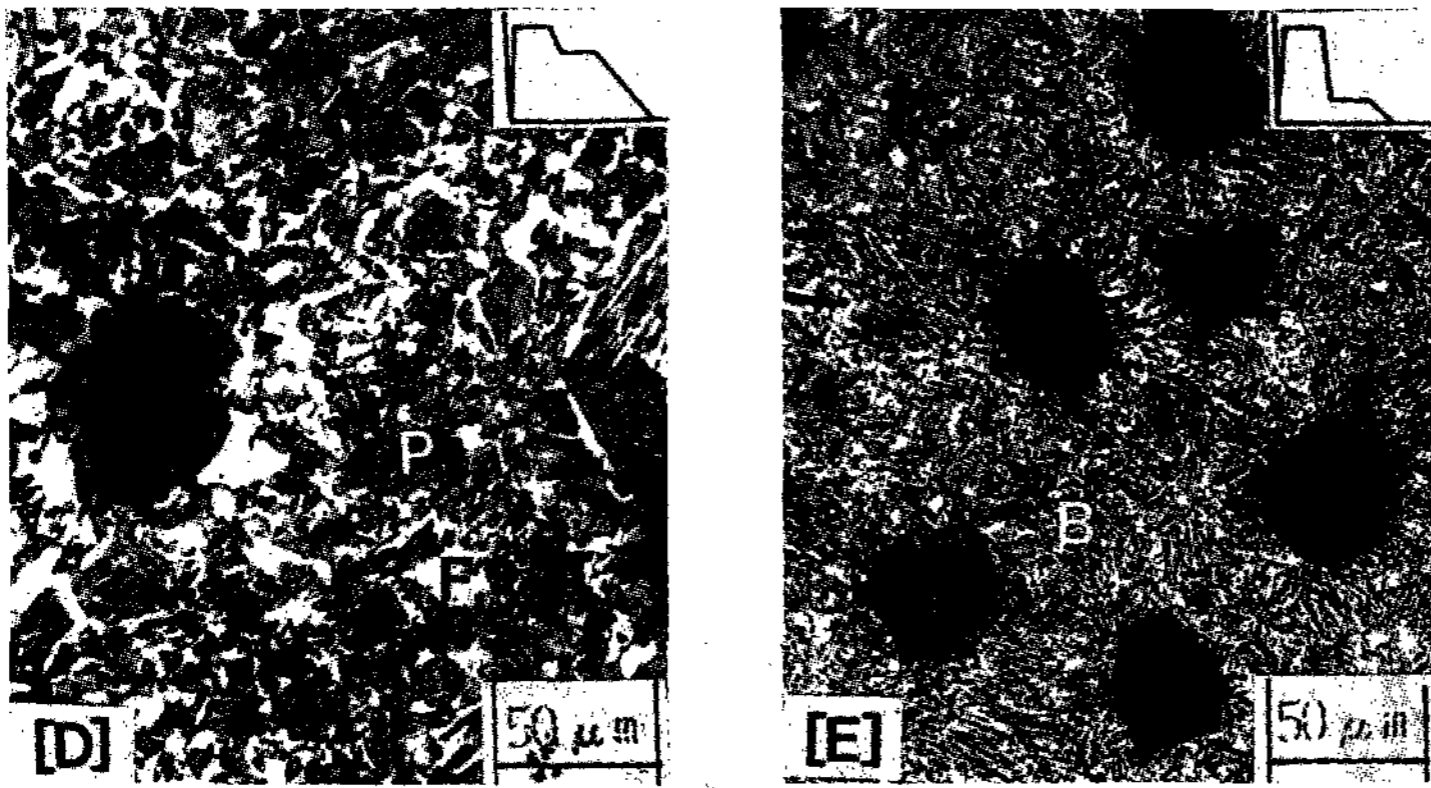


Photo 3. Microstructures of DCI containing 0%Ni with various special heat treatments. (austenitizing temp. : 900°C)

(A) C.H.T. : 3cycles (B) C.H.T. : 15cycles (C) I.M.H. (D) S.Q (E) Austempering

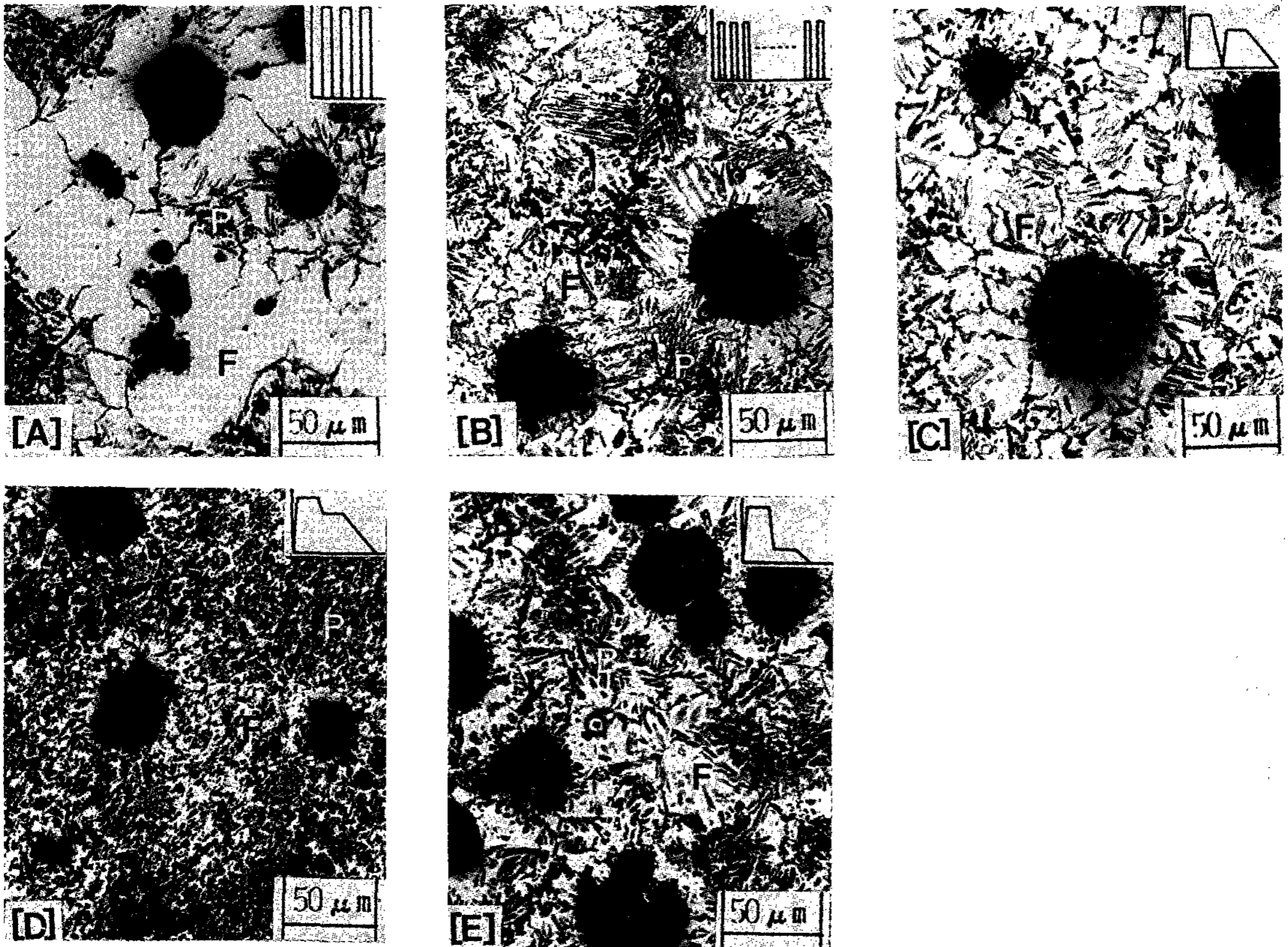


Photo 4. Microstructures of DCI containing 1.5%Ni with various special heat treatments. (austenitizing temp. : 840°C)

(A) C.H.T. : 3cycles (B) C.H.T. : 15cycles (C) I.M.H. (D) S.Q (E) Austempering

Photo 4와 Photo 5는 1.5%Ni을 첨가한 시편을 Fig. 2와 같이 각각 840°C와 900°C에서 열처리

한 조직사진이다. Photo 2(A)는 퍼얼라이트가 공정계면에서 많이 생성되었으나, Photo 4(A)에서

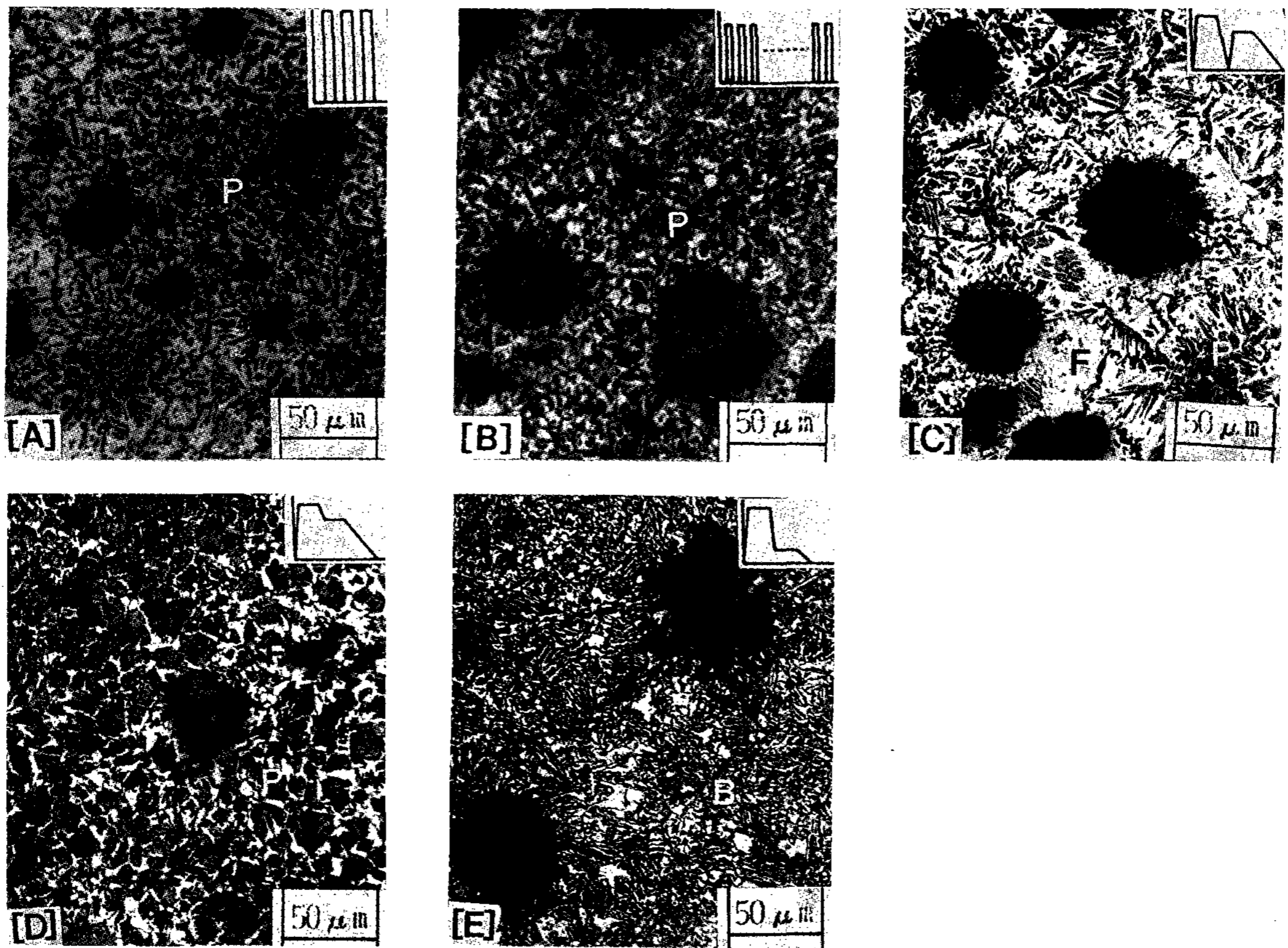


Photo 5. Microstructures of DCI containing 1.5%Ni with various special heat treatments. (austenitizing temp. : 900°C)  
 (A) C.H.T. : 3cycles (B) C.H.T. : 15cycles (C) I.M.H. (D) S.Q (E) Austempering

는 흑연립 주위와 공정계면 모두에서 도상의 퍼얼라이트가 형성되었고 퍼얼라이트 양도 증가하였다. 이는 Ni첨가에 의한 오스테나이트 변태개시 온도가 상대적으로 낮아졌기 때문이다. 또한 높은 온도에서 급냉으로 탄소의 확산이 억제되기 때문에 퍼얼라이트 성장이 중지되어 미세한 도상의 퍼얼라이트가 생성되었고, 주기회수가 증가함에 따라 급열 급냉에 의해서 오스테나이트의 핵생성 자리가 많아지기 때문에 퍼얼라이트의 생성량이 증가한다.

Photo 4(C), (D)는 퍼얼라이트가 흑연립 주위와 공정계면에 모두 존재하고 퍼얼라이트의 형태는 주기열처리 경우보다 더욱 미세화되었다. Photo 2와 Photo 4의 (E)를 비교해 보면 Ni이 첨가되면 베이나이트의 변태량이 증가하고 베이나이트 형상도 더욱 미세화됨을 알 수 있었다. 그리고 Photo 5는 Ni의 첨가효과보다는 가열온도에 크게 영향을 받아 기지전반에 걸쳐 퍼얼라이트 및

베이나이트 변태가 이루어졌다. 또한 Photo 4와 비교해보면 가열온도가 높기 때문에 퍼얼라이트 (A, B, C, D) 및 베이나이트(E) 양이 증가하였다.

### 3.3 강인화에 미치는 특수열처리와 Ni의 영향

#### 3.3.1 인장특성에 미치는 특수열처리와 Ni의 영향

Fig. 3은 오스테나이트(상온에서는 퍼얼라이트 또는 베이나이트) 체적분율과 인장강도와의 관계를 나타낸 것이다. 오스테나이트의 체적분율이 증가하면 인장강도도 증가하고, 퍼얼라이트의 형상이 봉상보다는 도상인 경우가 인장강도 값이 높다. 또한 오스테나이트 온도가 840°C보다 900°C의 경우에 인장강도가 높은 것은 오스테나이트의 양이 증가하기 때문이다. Ni이 첨가되면 Ni이 첨가되지 않은 경우보다 퍼얼라이트 및 베이나이트의

변태량이 증가하기 때문에 1.5% Ni시편쪽이 높은 값을 나타낸다. 또한 주기열처리의 회수가 증가하면 퍼얼라이트의 변태량이 증가하고, 보다 미세화해지기 때문에 회수가 증가하면 오스테나이트의 상분율과 인장강도가 증가하게 된다.

1.5%의 Ni을 첨가한 후 900°C에서 열처리하였을 경우 오스텨퍼링 열처리가 S·Q 열처리를 하였을 경우보다, 오스테나이트의 체적분율은 약간 떨어지나 인장강도는 오히려 증가하는데 이는 미세한 퍼얼라이트가 다량 존재할지라도 베이나이트 조직보다는 기계적 성질이 저하되기 때문이다.

Fig. 4는 열처리 방법과 Ni첨가가 연신율과 인장강도에 미치는 영향을 나타낸 것으로 강도가 증가하면 일반적으로 연성은 감소함을 나타낸다. 그러나 오스텨퍼링의 경우에는 인장강도가 증가함에도 불구하고 연신율이 감소하지 않은 현상은 베이

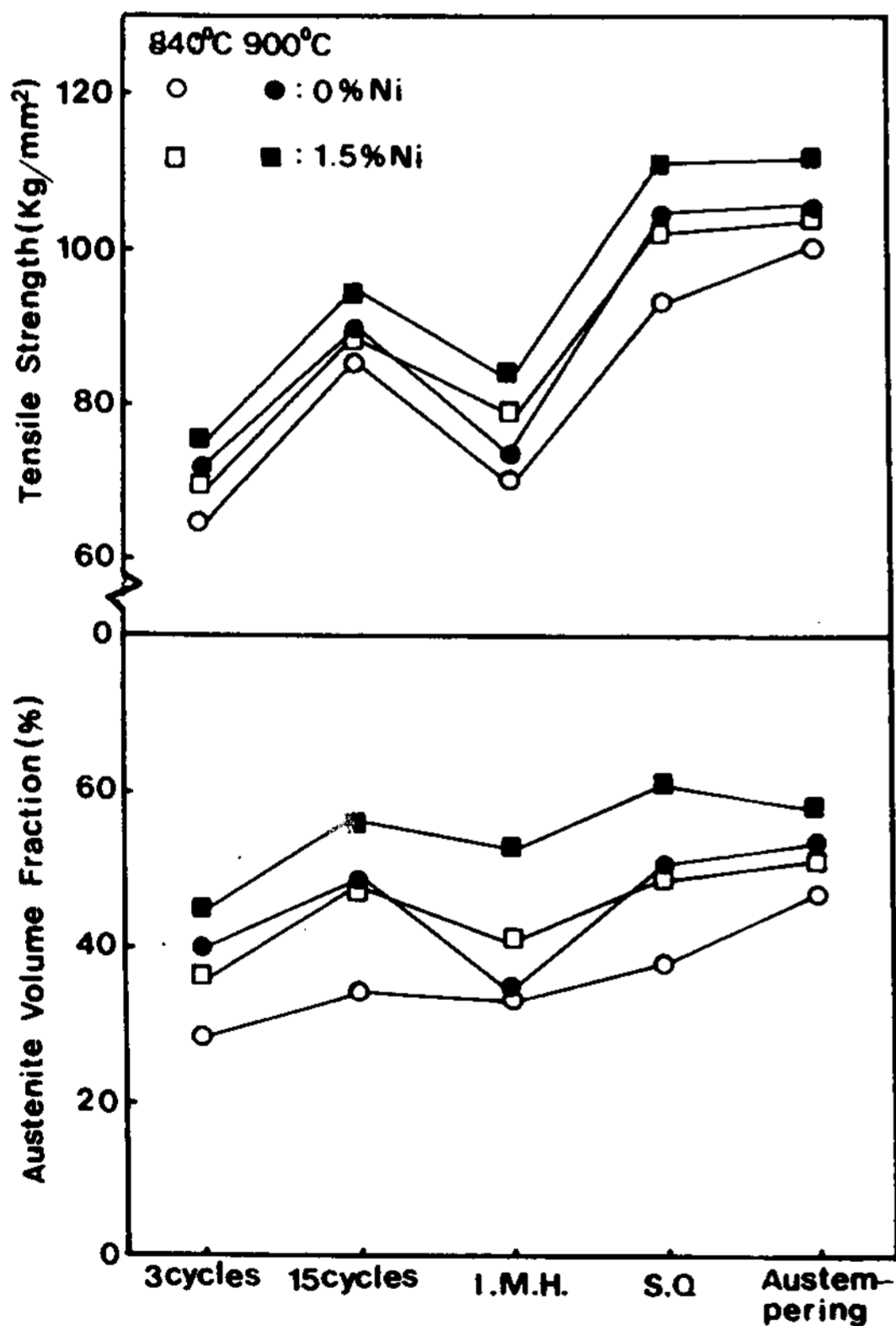


Fig. 3. Austenite volume fractions and tensile strength with various special heat treatments and alloying element. (austenitizing thmp : 840°C & 900°C) (holding time : C.H.T. : 2min., others : 15min.)

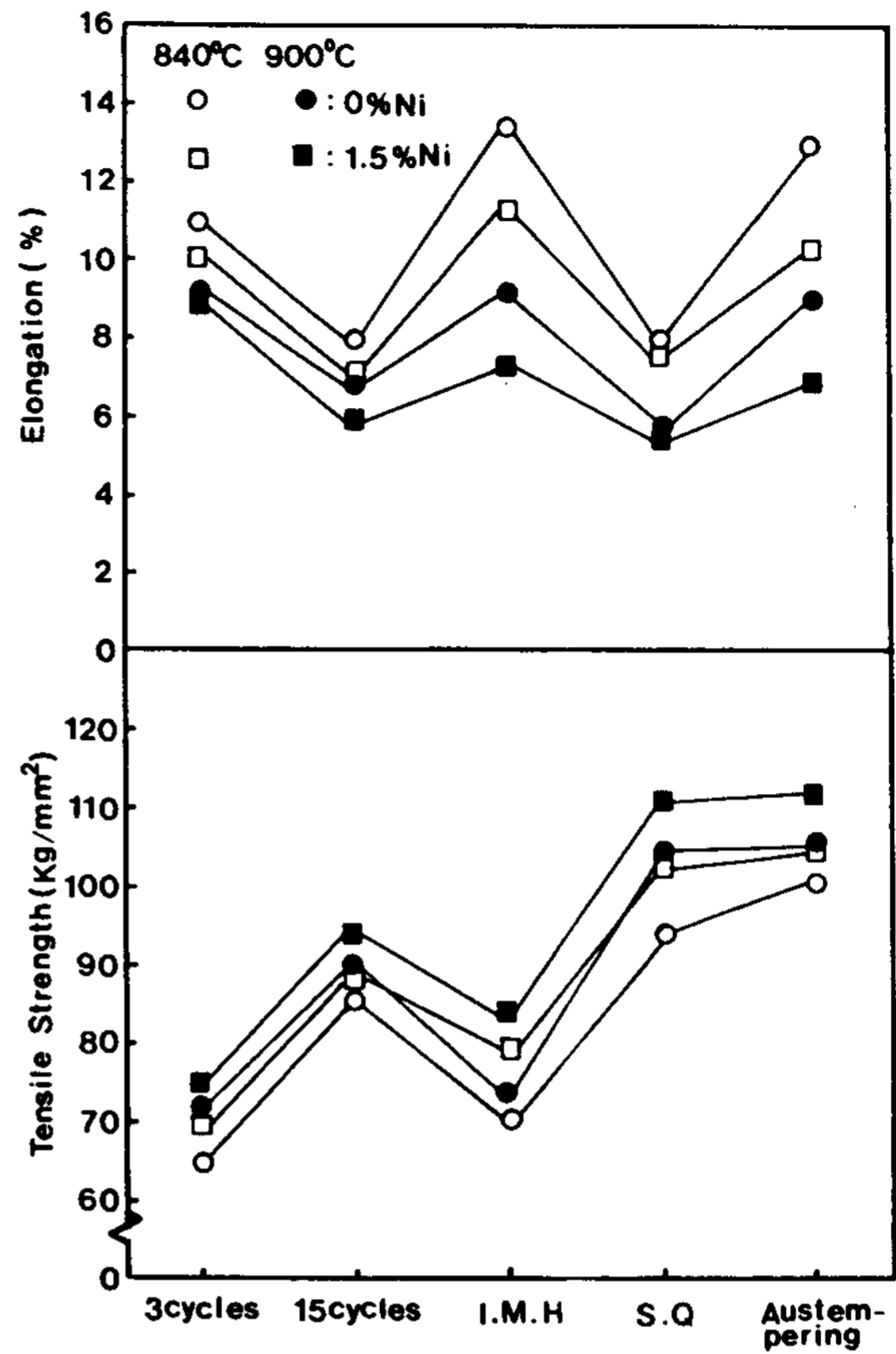


Fig. 4. Tensile strength and elongation with various special heat treatments and alloying element. (austenitizing temp : 840°C & 900°C) (holding time : C.H.T : 2min., others : 15min)

나이트의 특성 때문으로 생각된다. I.M.H. 열처리의 경우에는 기지내에 강도가 기여하는 미세한 퍼얼라이트 양은 적고 인성이 좋은 페라이트가 다량 존재하기 때문에 인장강도는 감소하고 연신율은 증가함을 알 수 있다.

### 3.3.2 충격특성에 미치는 특수열처리와 Ni의 영향

계장화된 샤르피 충격시험기를 이용하여 충격-하중변위곡선으로 부터 최대파단하중과 충격에너지의 관계를 Fig. 5에 나타내었다. 최대파단하중 값은 840°C보다 900°C에서 열처리를 하였을 경우에 높게 나타났으며, Ni가 첨가되지 않은 경우보다 1.5%Ni첨가된 경우에 최대파단하중이 높고, M.H. 열처리보다 S.Q 열처리가 최대파단하중이 높게 나타났다. 이는 주기열처리 회수가 증가함에 따라 구상흑연주철의 흑연-기지계면과 공정계면

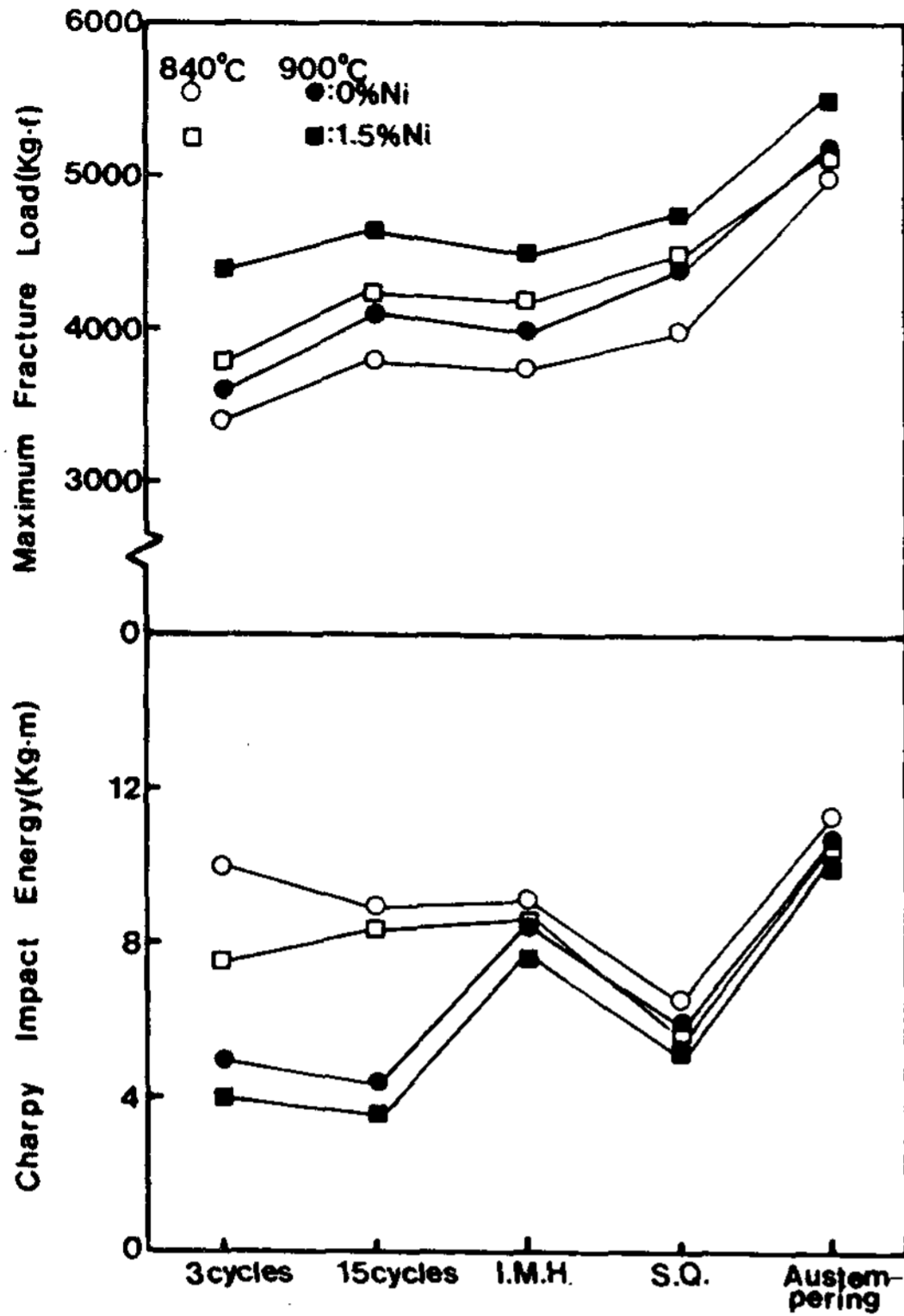


Fig. 5. Charpy impact energy and maximum fracture load with various special heat treatments and alloying element (austenitizing temp : 840°C & 900°C) (holding time : C.H.T : 2min., others : 15min)

에 페라이트보다는 파괴강도가 큰 미세한 퍼얼라이트를 분산시켜 파괴가 시작되는 부위의 결합강도를 크게 해주기 때문이라고 생각되어진다.

오스템퍼링의 경우에는 최대파단하중이 급격히 증가함에도 불구하고 충격에너지도 증가하는데 이는 베이나이트의 우수한 강인성의 특성때문이다. 또한 기지조직이 페라이트와 베이나이트의 2상 혼합조직으로 이루어진 오스템퍼링의 경우에는 베이나이트의 특성과 페라이트의 특성이 조합되어 최대파단하중과 충격에너지가 모두 증가하였다.

### 3.3.3 변형률에 미치는 특수열처리와 Ni의 영향

충격시험으로 부터 재료의 변형률을 평가하는 방법으로 시험전후 시편의 단면변형변화를 조사하여 시험전의 폭( $I_0$ )과 시험후의 폭( $I_f$ )으로 다음과 같은 식을 이용하여 계산<sup>18)</sup> 하였다.

$$\delta(\%) = \frac{I_f - I_0}{I_0} \times 100$$

( $\delta$  : 충격시편으로 부터 얻어진 변형률)

Fig. 6은 변형률과 충격에너지의 관계를 나타낸 그림으로서 변형률은 충격에너지와 유사한 경향을 보인다. 즉, 변형률이 적으면 충격에너지도 적고 변형률이 크면 충격에너지도 크다. 따라서 변형률과 충격에너지는 정(正)의 상관관계가 있음을 알 수 있었다.

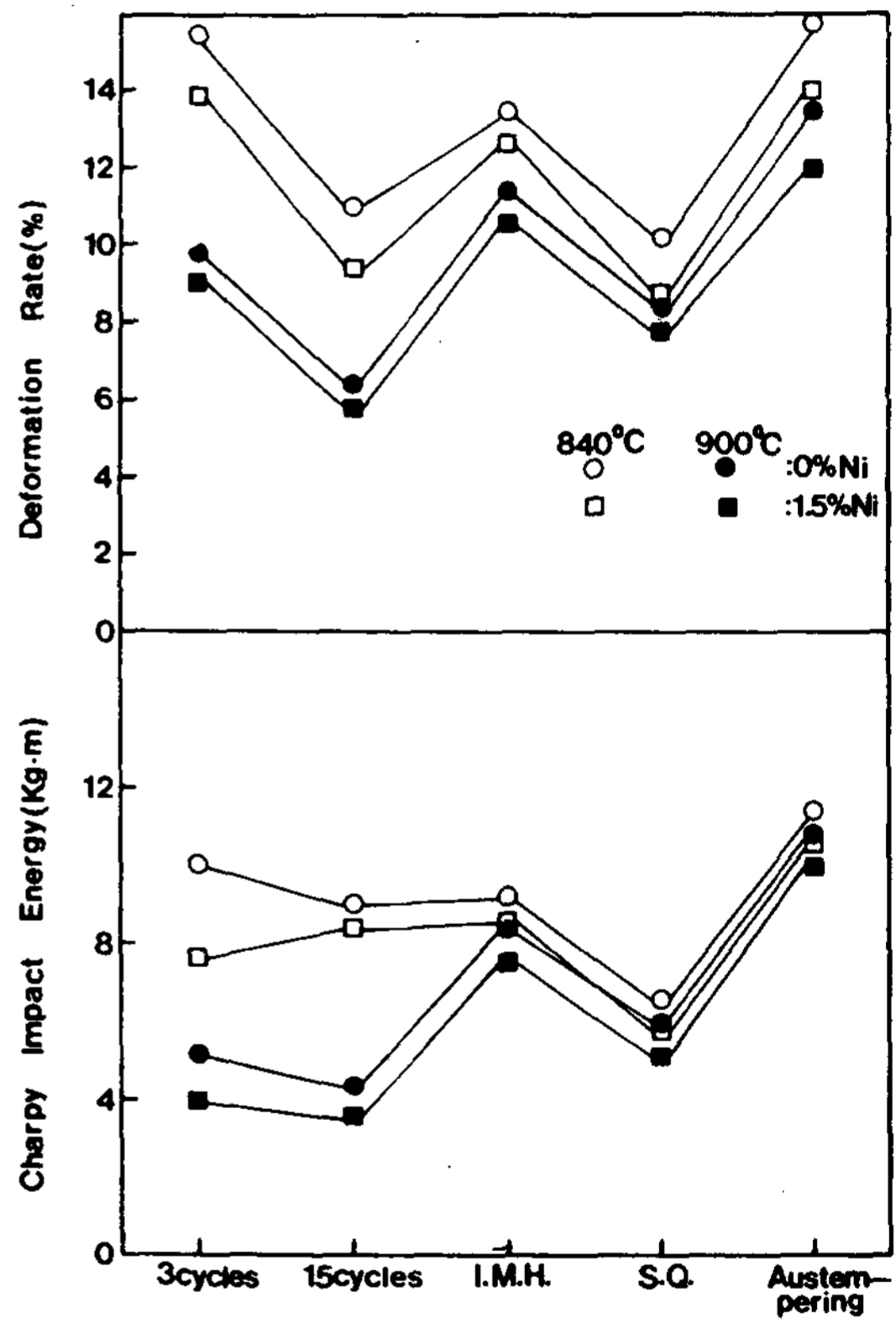


Fig. 6. Charpy impact energy and deformation rate with various special heat treatments and alloying element (austenitizing temp : 840°C & 900°C) (holding time : C.H.T : 2min., others : 15min)

### 3.3.4 경도에 미치는 특수열처리와 Ni의 영향

Fig. 7은 오스테나이트(상온에서는 퍼얼라이트 또는 베이나이트)체적분율과 경도와 관계의 관계를 나타낸 그림으로서 오스테나이트 체적분율이 증가함에 따라 경도값이 증가한다. 즉, 열처리 온도가 높



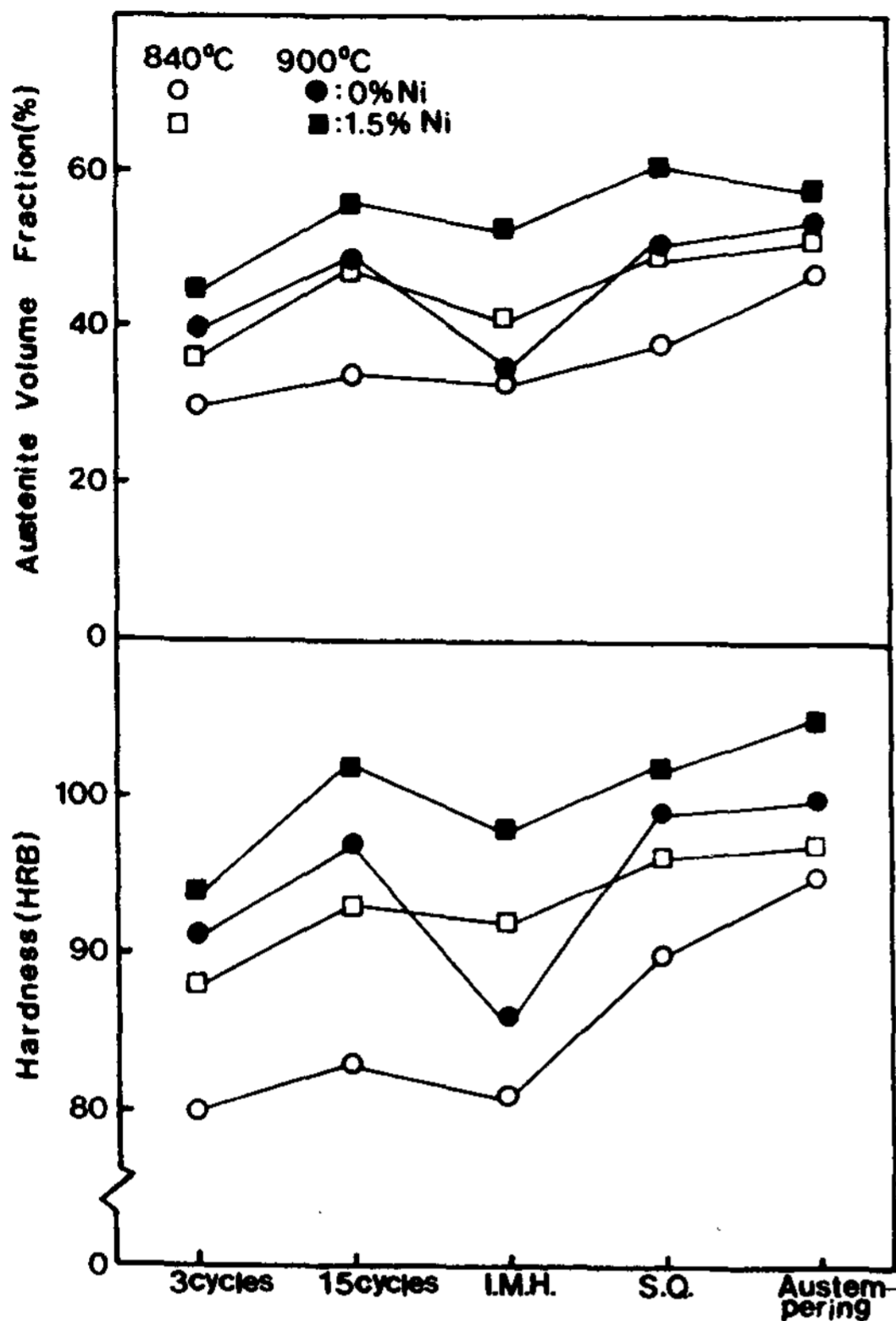


Fig. 7. Hardness and austenite volume fraction with various special heat treatments and alloying element. (austenitizing temp : 840°C & 900°C) (holding time : C.H.T : 2min., others : 15min.)

거나, Ni이 첨가되어 오스테나이트의 변태온도를 낮추면 퍼얼라이트나 베이나이트의 생성량이 증가하여 경도값이 높게 나타난다. 즉 열처리 온도가 높으면 탄소의 확산속도가 증가하여 탄소의 확산율속에 지배되는 오스테나이트의 변태속도가 증가되어 오스테나이트의 체적분율이 증가하고 그 결과 경도값이 증가하게 된다.

또한 Ni을 첨가하면 오스테나이트 변태온도를 낮추는 결과가 되어 오스테나이트화 변태속도가 증가된다. 따라서 오스테나이트 체적분율이 증가하고, 그 결과 경도값이 증가하게 된다.

#### 4. 결론

구상흑연주철의 강인성에 미치는 특수열처리와 합금원소 (Ni)의 영향에 관하여 실험한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

- 1) 특수열처리할 경우 Ni이 첨가되지 않은 구상흑연 주철에 비하여 1.5%Ni 첨가한 구상흑연주철에는 퍼얼라이트 또는 베이나이트의 양이 증가하였으며, 그 형태는 더욱 미세화되었다.
- 2) Ni이 첨가되지 않은 구상흑연주철은 840°C에서 오스테나이트화 할 경우 대부분 공정계면에서 오스테나이트 변태가 이루어졌으나, Ni이 첨가된 경우에는 기지전반에 걸쳐서 오스테나이트 변태가 이루어졌다.
- 3) 주기열처리를 실시할 경우, 주기회수가 증가함에 따라 퍼얼라이트의 양이 증가되었고 그 형태는 더욱 미세화 되었다.
- 4) Intermediate heat treatment의 경우, 퍼얼라이트의 형태는 대부분 봉상이었으나 step quenching의 경우에는 대부분 구상이었다.
- 5) 1.5%Ni첨가 구상흑연주철을 900°C×15분 - 400°C×15분 오스템퍼링할 경우 기계적성질은 경도 105(HRB), 충격치 12.5(kg.m), 인장강도 112(kg/mm<sup>2</sup>), 연신율 6.8(%)로 우수한 성질을 얻을 수 있었다.

#### 후 기

본 연구는 한국주조공학회의 연구기금지원에 의하여 수행되었으며 이에 대해 깊은 감사를 드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. 小林俊郎 : 日本金屬學會 會報, 18,7(1979)512
2. M.Aoyama, T.Yokoi and T.Kobayashi : Imono,58,3(1986)48
3. S.W.Kim : JuJo,5.12(1982)66
4. H.L.Morgan : The British Foundryman, February(1987)98
5. Y.Ueda and N.Wad : Imono,51,8(1979)480
6. 小林俊郎 : 日本金屬學會 會報, 45,2(1981)155
7. H.G.Gerlach : Metallurgia, November (1965)215
8. J.E.Janowak and R.B.Gundlach : Modern Casting.,54(1983)379
9. S.K.Yu, C.R.Lopper and N.H.Cornell : AFS Trans., 97(1986)557

10. N.K.Datta and N.W.Eugel : AFS Trans., 8(1960)569
11. J. N. Rouns and K. B. Rundman : AFS Trans., 93(1985) 25
12. J.E.Rehder : AFS Trans.,27(1949)549
13. G. J. Cox : Foundry Trade Journal, 134 (1974) 714
14. Y.Kawano, S.Yamamoto and N.Inoyama : Imono,59,9(1987)531
15. Y. Tanaka and K. Ikawa : Imono,47,12 (1975) 847
16. Y.Tanaka and K.Ikawa : Imono,49,12 (1977)3
17. K.Y.Ahn, P.W.Shi and J.H.Hong : Journal of the Korean Institut of Metals, Vol.23(1985),5,477
18. O.Pawelski, V.gopinathan, K.E.Hagedorn and A.E.Hagedorn : Arch, Eisenhüttenwes, Vol.51, No.10(1980)435