

# 오스템퍼드 구상흑연주철품의 기계적 성질에 미치는 잔류오스테나이트량의 영향

최준오 · 이상학 · 박성택 · 최창욱  
동아대학교 재료금속 · 화학공학부

## Effect of the Amount of Retained Austenite on the Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron

J. O. Choi, S. H. Lee, S. T. Park and C. O. Choi  
Department of Metallurgical Eng., Dong-a University

**Abstract** Austempered Ductile Iron (ADI) castings having various chemical composition and heat treatment conditions were investigated. Especially, this study was investigated the influence of various parameters on austempering temperature and alloying elements. The addition of Mo, Cu, and Ni individually or combined in these alloys also investigated. The alloying elements influence the austempering reaction, the microstructures, mechanical properties and amount of retained austenite. In this study, the mechanical properties (ultimate tensile strength(UTS), hardness, elongation) are analysed to show the relationship between alloying elements, austempering temperatures and amount of retained austenite. The amount of retained austenite was the range of 15 - 40%. In case of the alloy to witch Mo, Cu, and Ni was added, the amount of retained austenite was the largest at a constant austempering temperature.

(Received May 29, 2002)

**Key words:** ADI, retained austenite, ausferrite alloying elements, austempering temperature mechanical properties

### 1. 서 론

구상흑연주철은 회주철에 비해 notch effect가 매우 작고 용력집중이 완화[1]되어 강도가 높고 인성이 우수한 재료이다. 이러한 구상흑연주철품의 재질을 향상시키기 위해서는 합금원소 첨가에 의한 방법[2-4]이나 열처리에 의한 방법[5-12]이 이용되고 있다. 이중 열처리에 의한 방법은 기지조직의 강인화를 위한 오스템퍼링(austempering) 처리는 구상흑연주철을 A<sub>1</sub> 변태온도 이

상으로 가열하여 조직을 오스테나이트로 변태시킨 후, 적당한 온도에서 항온변태시켜 오스페라이트(ausferrite)[13,14]로 변화시켜 강도 및 인성이 우수한 내마모성 재료를 얻는 방법이다.

더욱이 1991년 미국에서 개최된 제3차 ADI국제회의에서 구상흑연주철을 오스템퍼링처리에 의하여 얻은 조직을 강에서 관찰되는 베이나이트와는 상이한 오스페라이트라고 정의하였으며, 이는 구상흑연주철에서는 규소가 다량 함유되어 있기 때문에, 강과 비교하여 오스템

**Table 1.** Chemical composition of Specimens.

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cu	Ni	C.E.
Mo	3.71	2.46	0.20	0.03	0.01	0.43	-	-	4.54
Cu	3.37	2.47	0.20	0.02	0.01	-	0.53	-	4.2
Ni	3.58	2.23	0.25	0.02	0.01	-	-	0.92	4.32
Mo-Cu	3.42	2.57	0.25	0.02	0.02	0.25	0.53	-	4.28
Mo-Ni	3.60	2.15	0.50	0.03	0.06	0.52	-	1.03	4.33
Cu-Ni	3.62	2.11	0.40	0.04	0.02	-	0.51	0.92	4.34
Mo-Cu-Ni	3.48	2.18	0.46	0.03	0.05	0.45	0.64	0.10	4.21

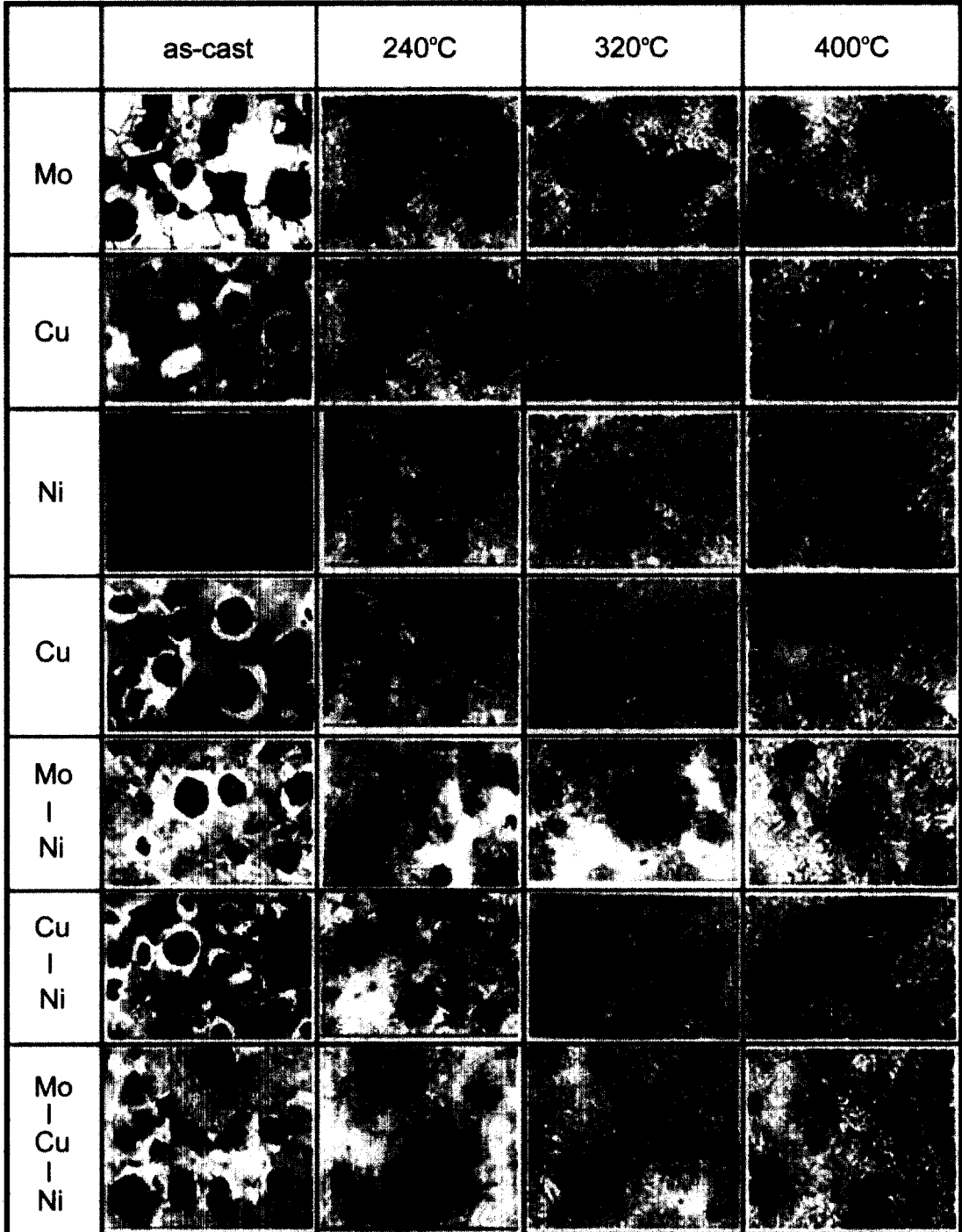


Fig. 1. Microstructures of specimens austenitized at 900°C for 1hr and austempered at 240°C, 320°C and 400°C for 1hr.

퍼링처리를 하면 탄화물의 생성이 늦어서, 오스테나이트와 페라이트의 혼합조직이 되므로 이를 오스페라이트라

고 하였다. 이와 같은 오스페라이트의 조직형태, 잔류 오스테나이트량과 분포 및 안정성 등은 기계적 성질에

**Table 2.** Specimen analysis of ductile irons.

Specimen	Pearlite (%)	Ferrite (%)	Graphite (%)	Nodularity (%)
Mo	4.78	76.08	19.17	85
Cu	31.27	53.86	14.87	82
Ni	11.91	69.63	18.46	86
Mo-Cu	65.37	20.45	14.18	84
Mo-Ni	84.08	4.80	11.12	87
Cu-Ni	59.39	20.52	20.09	87
Mo-Cu-Ni	71.78	13.84	14.38	91

크게 영향을 미치는 것으로 보고되고 있다[14]. 또 이러한 영향인자는 오스테나이트화 및 오스테퍼링 온도와 유지시간, 합금원소의 종류와 첨가방법 등 제조 조건에 따라 영향을 받은 것으로 이에 대한 광범위한 연구가 이루어지고 있다. 즉 열처리 조건을 변화시키면 페라이트와 오스테나이트의 분포가 변화하게 된다. 고온에서 오스테퍼링 처리를 하면 비교적 낮은 페라이트 분율과 많은 양의 잔류 오스테나이트가 존재하게 되며, 저온에서는 페라이트 내의 탄소확산이 어렵고 변태에 대한 구동력이 높아 많은 페라이트 분율의 치밀한 조직을 이룬다. 따라서 본 연구에서는 Mo, Cu 및 Ni 합금원소를 단독 또는 복합첨가한 구상흑연주철품으로 주조한 후 오스테퍼링 처리를 하여 기계적 성질에 미치는 잔류 오스테나이트의 영향에 대하여 조사하였다.

## 2. 실험방법

본 실험에서 사용한 시험편은 용량 15 kg의 고주파 유도로를 이용하여 강고철과 선철 및 회주철을 장입하고 Fe-Si(75%) 및 가탄제를 첨가하여 1,500°C로 용해한 후, Fe-Mo(30%), 금속 Ni(99.7%), 전기동(99.9%)을 각각 단독 또는 복합첨가하여 목표조성으로 용해하였다. 용해 후 출탕하여 미리 예열한 ladle에 Fe-Si-5%Mg를 첨가하여 ladle법으로 구상화처리하고 Fe-75%Si계 점중제로서 후접종하여 KSD 4302 A호의 Y-block형 규산소오다계 자경성 주형에 주입하였다. 주조한 시험편의 화학성분 분석결과를 Table. 1에 나타내었으며, Y-block의 유효부를 절단하여 인장시험편을 채취, 가공하여 열처리를 하였다. 인장시험편의 오스테나이트화는 염욕로에서 1시간 동안 900°C에서 처리하였고, 오스테퍼링 처리는 240°C, 280°C, 320°C, 360°C 및 400°C의 온도에서 각각 1시간동안 유지한 후 공냉하였다.

제조한 인장시험편은 만능재료시험기(일본 SHIMADZU社, 25t)를 사용하여 인장시험을 하였으며 경도시험은 Brinell 경도기를 사용하여 측정하였다. 잔류 오스테나이트량의 측정은 인장 시험편에서 열의 영향이 없도록 시험편을 채취한 후 X-선 회절기(Philips, pw-3710)에 의해  $CoK_{\alpha 1}$ 을 사용하여 40 kV, 35 mA 에서 2<sub>0</sub>/min의 속도로 측정하여  $\alpha$ -Fe와  $\gamma$ -Fe의 양을 밀러법 [15]에 의하여 계산하였다.

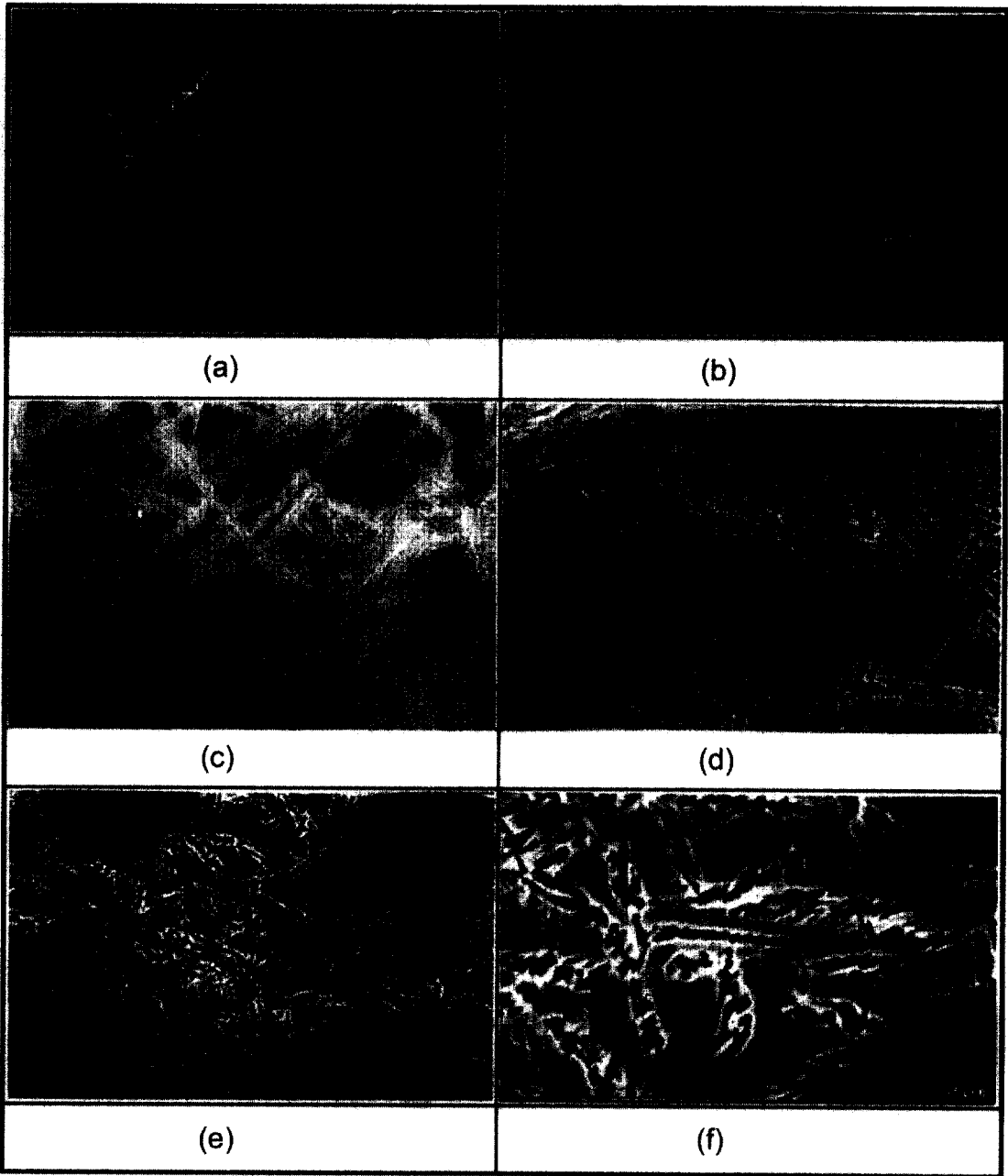
조직검사는 인장시험편으로부터 시료를 채취하여 광학 현미경과 SEM 으로 관찰하였다.

## 3. 실험 결과 및 고찰

### 3.1. 오스테퍼링 온도에 의한 조직변화

구상흑연주철품의 주방 상태와 오스테퍼링처리한 시험편의 현미경 조직을 Fig. 1에 나타내었으며 Table 2는 화상 분석기(Leica, DMRM)를 이용하여 펄라이트와 페라이트의 부피분율을 측정한 결과를 나타내었다. 구상화율은 삼원계 합금원소를 첨가한 경우 가장 우수하였으며, 첨가하는 합금원소에 따라 페라이트와 펄라이트 체적 분율이 변화함을 나타내었다.

주방상태에 있어서 Mo를 단독 첨가한 경우에는 페라이트 기지조직을 나타내고, 펄라이트 촉진원소[16]인 Cu와 Ni를 첨가한 경우 펄라이트가 존재하는 페라이트 기지조직을 나타내었다. 한편 Cu나 Ni는 구상흑연주철의 경화능에 큰 영향을 미치지 않으나 이들을 Mn 이나 Mo와 함께 첨가하면 오스테퍼링을 할 수 있는 주조품의 최대 두께를 증가시키는 것으로 알려져 있다[16,17]. Mo-Cu, Mo-Ni, Cu-Ni 및 Mo-Cu-Ni와 같이 합금원소를 복합 첨가면 펄라이트 기지로 나타내었다. 오스테퍼링처리를 하면 오스테퍼라이트 조직으로 나타내며 전체적으로 오스테퍼링 온도가 낮을수록 층간 간격이 좁고



**Fig. 2.** Ausferritic matrix of austempered ductile iron with Mo-Cu-Ni austenitizing at 900°C for 1hr and austempered (a), (b) 240°C for 1hr, (c), (d) 320°C for 1hr and (e), (f) 400°C for 1hr.

치밀한 침상으로 나타나며 고온으로 갈수록 조대한 우모상의 조직을 나타내었다.

이는 낮은 온도에서는 페라이트의 핵생성 속도는 빠르나, 탄소의 확산속도가 느려 성장 속도가 고온에 비해

느리기 때문이라고 보고되고 있다[18,19].

즉, 온도가 높으면 페라이트에서 오스테나이트 쪽으로 탄소의 확산 속도가 증가되어 페라이트의 성장을 촉진시키기 때문에 조대한 오스페라이트가 생성되며, 페라이

트로 계속 성장하게 된다. 페라이트가 성장함에 따라 페라이트 사이의 오스테나이트 내로 탄소가 확산되어 고탄소 오스테나이트로 된다. 이러한 고탄소 오스테나이트는 매우 안정하여 오스텨퍼링 처리 후 잔류 오스테나이트로 남게 되어 오스텨퍼드 구상흑연주철품의 인성을 증가시킨다.

온도가 낮은 경우에는 탄소의 확산이 느리므로 계면에서 페라이트 내에 탄화물의 석출로 인해 계면에 가까운 페라이트 내의 과잉 탄소가 제거되어 탄소농도가 다시 높아지기 전에 계면이 약간 전진하게 되는 과정이 반복

되어 침상의 페라이트가 빠르게 성장하며 오스테나이트의 탄소 농도가 고온의 경우보다 적고 불안정한 상태를 유지하며 페라이트 사이의 간격도 좁은 관계로 잔류 오스테나이트량이 감소하게 된다.

Fig. 2는 Mo-Cu-Ni을 첨가한 시험편을 240°C, 320°C와 400°C에서 각각 오스텨퍼링 처리한 조직으로서 저온에서 오스텨퍼링 처리하면 페라이트가 미세한 침상을 이루고 치밀하게 형성되었으며, 고온에서는 잔류 오스테나이트가 존재할 공간이 많고 페라이트가 조대한 우모상으로 변태하는 것을 알 수 있었다. 고온에서 오

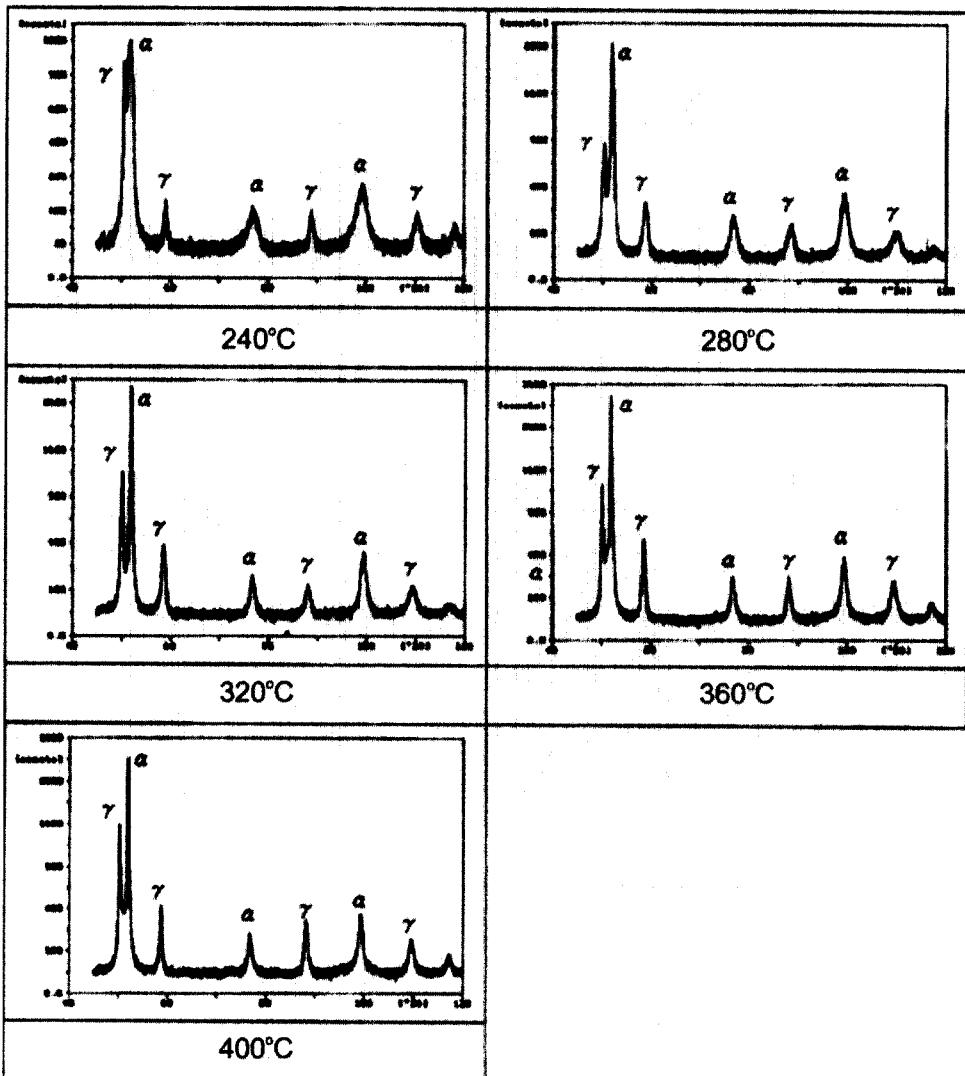


Fig. 3. Diffraction pattern of X-ray. of ductile iron with Mo-Cu-Ni austenitized at 900°C for 1hr austempered at 240°C, 320°C, 360°C and 400°C for 1hr.

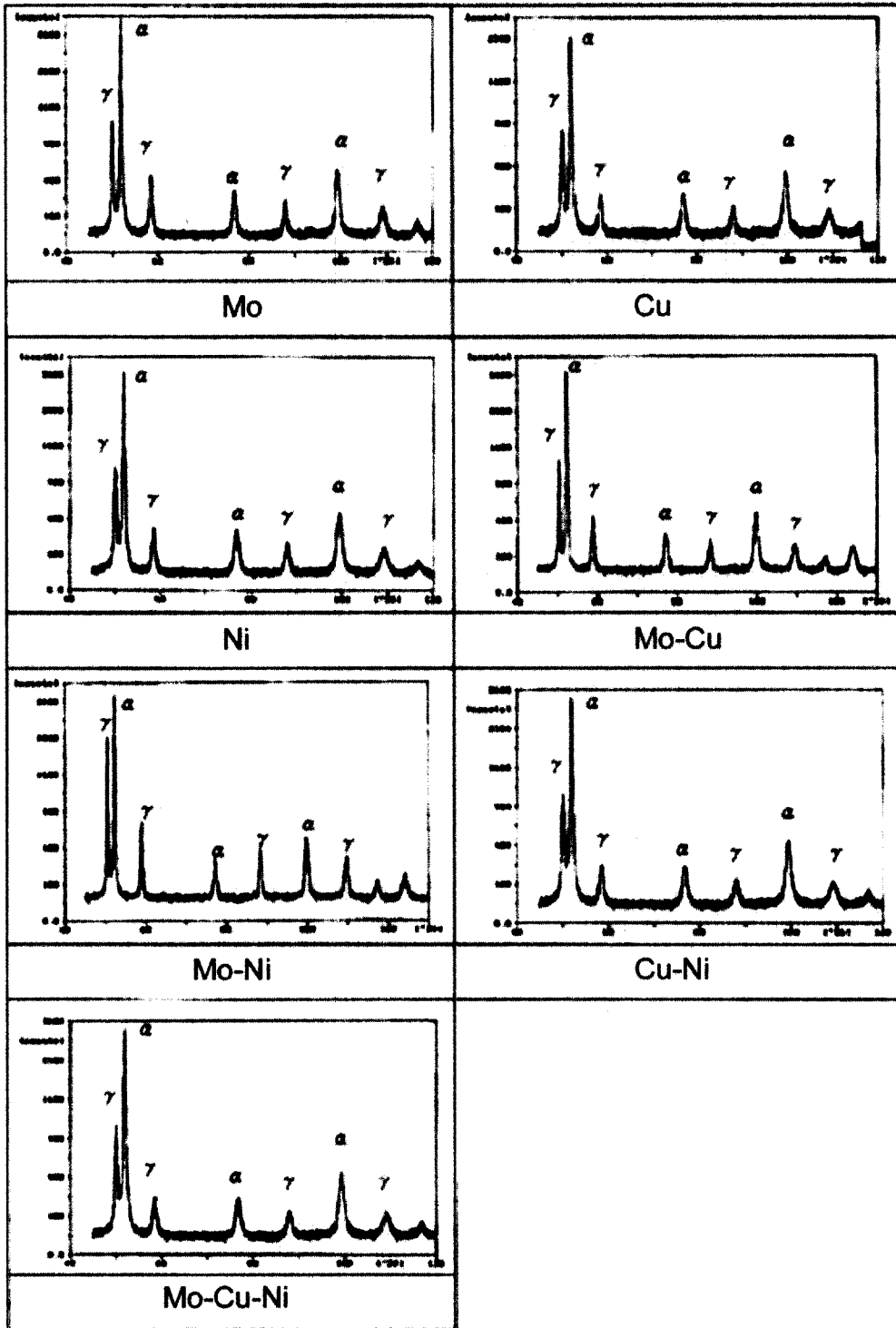


Fig. 4. Diffraction pattern of X-ray for ductile irons with the alloys austenitized at 900°C for 1hr and austempered at 320°C for 1hr.

스텝퍼링처리를 하면 Cu 나 Ni를 단독첨가한 경우 보다는 복합첨가한 경우가 보다 빠르게 오스페라이트로 변태하는 것으로 이는 시험편의 전조직에 의한 영향이라 사료되었다.

펠라이트기지의 경우 시멘타이트의 분해와 탄소의 확산에 의해 오스테나이트가 생성되고, 또한 시멘타이트의 층간격이 좁아 탄소의 확산거리가 짧기 때문에 페라이트기지보다 오스페라이트로 변태가 빨리 일어나게 된다. 한편 페라이트기지는 흑연으로부터 탄소가 확산됨에 따라 오스테나이트가 생성되는데, 탄소의 확산거리가 길어 오스테나이트화가 늦고 오스페라이트 변태속도도 느리게 된다. 그러므로 저온보다 고온에서 오스페라이트의 성장속도가 빨라 조직이 조대해지고, 오스테나이트가 탄소를 함유해 안정화될 공간이 많게 된다.

### 3.2. 잔류 오스테나이트량에 미치는 오스텝퍼링 온도의 영향

오스텝퍼드 구상흑연주철품의 오스텝퍼링 온도와 합금 원소에 의한 XRD 시험결과를 Fig. 3 및 Fig. 4에 나타내었으며 Fig. 3은 오스텝퍼링 온도와 합금원소에 의한 잔류 오스테나이트량의 변화를 나타내었다. 일반적으로 오스테나이트는 탄소 함유량이 많을수록 보다 안정하여 페라이트로 변태하는 오스텝퍼링 온도에서도 잔류하게 된다. 이러한 반응에서 합금원소의 첨가는 이 반응의 속도와 온도에 영향을 미치게 된다. 어떤 원소들은 용고 중에 편석하여 셀 경계부에 집중하는 경향이 있고, 이러한 경향에 의해 intercellular 오스테나이트는 불안정해져서 냉각중이나 변형하에 마르텐사이트로 변태되기 쉽다. 오스텝퍼링 온도가 낮으면 미세하고 치밀한 잔류 오스테나이트량이 매우 적으나 온도가 상승하면 침상의 페라이트가 둔화되어 우모상으로 나타나며 잔류 오스테나이트량은 증가한다. 또, 흑연에 가까운 위치에 존재하는 오스테나이트는 흑연에서 오스테나이트로 탄소의 확산에 의해 고탄소 오스테나이트가 되며 흑연과 멀리 떨어진 오스테나이트는 상대적으로 탄소의 농도에 변화가 없는 준안정 오스테나이트로 된다. 오스테나이트의 탄소 함유량이 증가할수록 오스테나이트의 Ms점이 낮아져 상온에서도 안정하게 되며 흑연과 멀리 떨어져 탄소농도의 변화가 없는 오스테나이트는 상온에서 마르텐사이트로 변태되기 쉽다.

그러므로, Fig. 3과 같이 저온에서는 페라이트로부터의 탄소의 확산 속도보다 페라이트의 성장속도가 빨라서 페

라이트가 미세, 치밀하여 오스테나이트량이 적게 되고, 고온이 되면 페라이트로부터 탄소의 확산속도도 빨라서 충분히 안정한 오스테나이트가 다량 존재하게 된다.

Fe-C-2.5wt.%Si의 상태도에 의하면 오스테나이트 내의 탄소 농도가 1.4wt.% 이상이 되면 상온으로 생각되어도 마르텐사이트로 변태하지 않는다[20]. 그러므로 잔류 오스테나이트 내의 탄소 농도는 격자상수가 달라지는 것을 이용하여 잔류 오스테나이트의 체적을 구할 때와 같은 조건에서 {220}면의 면간 거리를 측정하므로 격자상수를 구하여 식 (1)로부터 잔류 오스테나이트의 탄소 농도를 계산할 수 있다[20].

$$C_{\gamma} = \frac{\alpha_{\gamma} - 3.548}{0.44} \dots\dots\dots(1)$$

여기서  $C_{\gamma}$  : 잔류 오스테나이트의 탄소 농도(%)

$\alpha_{\gamma}$  : 오스테나이트 격자 상수(Å)

식 (1)에 의하여 사용한 시험편의 잔류 오스테나이트의 탄소 함유량을 계산 결과 1.5wt.%이상으로 나타내었다. 따라서 본 실험에 의한 조직은 오스테나이트의 탄소함유량이 1.5wt.% 이상이므로 마르텐사이트로 변태되지 않은 것으로 판단되었다.

합금원소의 영향으로는 Ni를 첨가하면 As점을 저하시키므로 동일한 오스테나이트화 온도에서 Ni이 첨가된 합금이 오스테나이트화가 빨리 진행되어 오스테나이트 결정립이 길게 성장하여 조대한 오스테나이트로 되어 Cu보다 잔류 오스테나이트량이 많아지며 오스테나이트화 안정화 원소인 Cu 및 Ni이 복합 첨가된 Mo-Cu-Ni 삼원계 합금의 경우 잔류 오스테나이트량이 가장 많았다.

Mo-Cu 나 Mo-Ni의 2원계 또는 Mo-Cu-Ni의 3원계 합금에서 Mo의 오스페라이트 변태에 유효한 영향과 Ni과 Cu에 의한 Mn이나 Mo의 탄화물 형성억제의 영향이 복합되어, 합금원소의 복합첨가는 오스페라이트변태를 지연시키는 효과 등의 영향으로 인하여 잔류오스테나이트량이 감소하는 것으로 사료 되었다.

Mo이 단독 또는 복합 첨가된 시험편에서는 공정 셀 경계에서 Nital 용액으로 부식되지 않은 흰 부분으로 나타나는 잔류 오스테나이트 pool이 존재하며 이 부분은 오스페라이트 변태를 지연시키고 Mn이나 Mo 등의 원소가 집중 편석되어 이 부분의 오스테나이트는 탄소 함유량이 낮은 미변태 오스테나이트로 남아서 변형을 받으면 마르텐사이트로 변태하기 쉽게 된다.

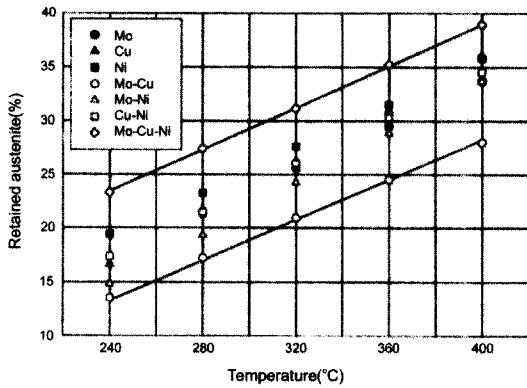


Fig. 5. Effect of austempering temperature on retained austenite of austempered ductile irons.

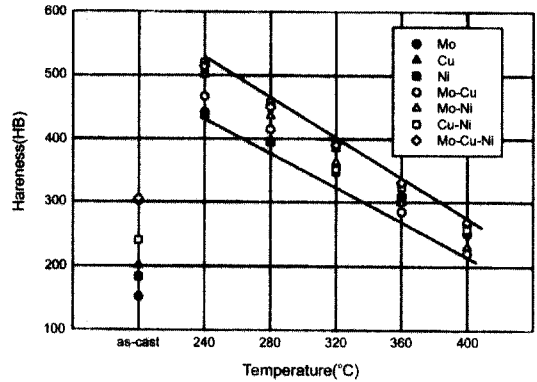


Fig. 8. Effect of austempering temperature on hardness of austempered ductile irons.

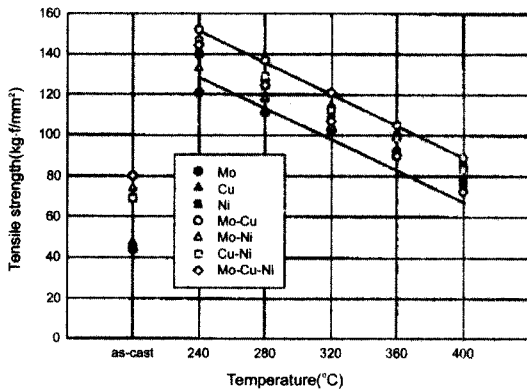


Fig. 6. Effect of austempering temperature on tensile strength of austempered ductile irons.

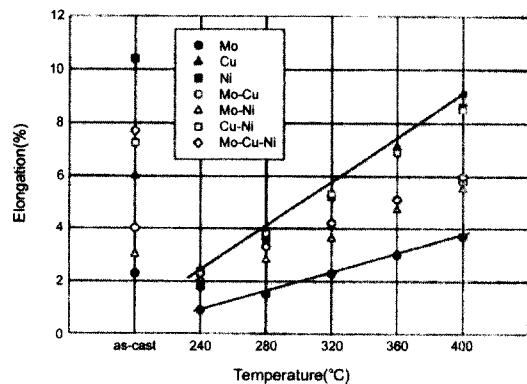


Fig. 7. Effect of austempering temperature on elongation of austempered ductile irons.

### 3.3. 오스템퍼링온도에 의한 기계적 성질의 변화

오스템퍼링 온도에 의한 오스템퍼드 구상흑연주철품의 기계적 성질의 변화를 Fig. 6에서 Fig. 8까지 나타내었

다. Fig. 6에서 나타낸 바와 같이 오스템퍼링 온도가 상승할수록 인장강도는 감소하였다. 이는 오스템퍼링 온도가 저온에서는 오스페라이트의 핵생성 속도가 성장 속도보다 빨라서 미세한 침상을 이루게 되며, 입자 내에 미세한 시멘타이트가 분산되어 강화 효과를 일으키고, 고온이 되면 오스페라이트의 성장 속도가 핵생성 속도보다 빨라서 조대한 우모상의 오스페라이트를 형성하기 때문이라 사료되었다. 그러나 오스템퍼링 온도가 상승할수록 연신율은 증가하는 경향을 Fig. 7에 나타내었는데 이는 오스템퍼링 온도가 상승하면 연성인 잔류 오스테나이트의 양이 증가하기 때문인 것으로 추정되었다. 한편 Fig. 8와 같이 경도값은 인장강도와 더불어 오스템퍼링 온도가 상승할수록 감소하는 경향을 나타내었다. 낮은 온도에서 오스템퍼링 처리하면 페라이트 내에 미세한 시멘타이트가 석출되어 내부 응력이 증가되어 높은 경도값을 나타내는 것으로 사료되었다. 따라서 열처리한 시험편의 기계적 성질은 합금원소의 첨가에 의하여 기지조직의 변화와 오스템퍼링 온도와 시간에 의해 좌우되는 것으로 기지조직 내에 잔류 오스테나이트량이 많으면 강도와 경도는 감소하는 경향을 나타내었다. 인장강도나 경도의 경우는 오스템퍼링 온도가 상승함에 따라 합금원소에 관계없이 거의 일정하게 감소하나 연신율은 온도가 상승함에 따라 증가하며 합금원소에 의한 영향의 변화량이 크게 나타내었다. 한편, 합금원소를 단독 첨가보다는 복합 첨가하면 대체적으로 보다 높은 인장강도를 나타내었고 3원계 합금의 첨가시에는 약간 낮은 값을 나타내었으며, 이중 Mo-Cu 첨가가 최대값을 나타내었다. Mo-Ni는 다소 낮은 인장강도 값을 나타내었는데 이는 전술한 바와 같이 Ni에 의한 As점의 강하로



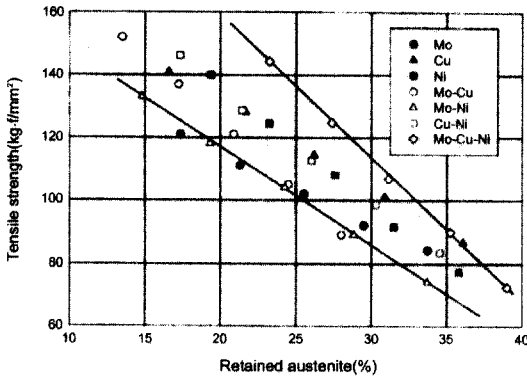


Fig. 9. Effect of retained austenite on tensile strength of austempered ductile irons.

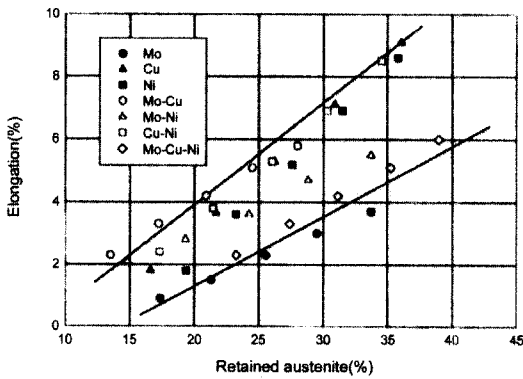


Fig. 10. Effect of retained austenite on elongation of austempered ductile irons.

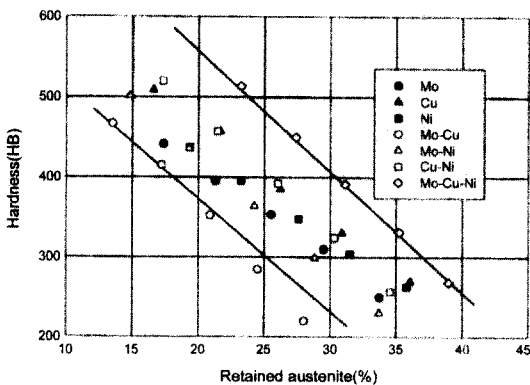


Fig. 11. Effect of retained austenite on Hardness of austempered ductile irons.

인해 결정립의 조대화를 유발하고, 따라서 조대한 오스테나이트가 생성될 뿐만 아니라 Ni에 의해 잔류 오스테나이트량이 보다 많은 데 기인하는 것으로 사료되었다.

합금원소를 Mo-Cu-Ni계 복합 첨가한 경우 잔류 오스테나이트량이 많음에도 불구하고 인장강도 및 경도가 높은 이유는 삼원계 복합 첨가시에는 Mo에 의해 강한 오스테나이트 변태를 유효하게 얻을 수 있음과 동시에 Ni과 Cu에 의한 편석의 제거, 탄화물 형성 억제, 결정립 미세화 및 합금화 원소에 의한 고용 강화 등을 도모할 수 있어 인장강도, 경도 및 연신율이 모두 증가하는 것으로 사료되었다. Mo를 단독 첨가하면 오스테나이트 변태의 강인화에 영향이 커서 Ni과 Cu처럼 편석을 억제시키는 것이 아니라 도리어 편석을 촉진하기 쉽고, 탄화물 형성을 조장하므로 연신율을 저하시키는 원인이 되어 가장 낮은 연신율을 나타내었다. 따라서, Ni이나 Cu 합금원소의 단독 첨가는 오스테퍼링에 의한 강인화에 크게 영향을 미치지 못하나, Mo 단독 첨가시는 오스테퍼링에 의한 강인화에 그 영향이 크지만, 공정후연 셀에 편석한 Si 및 셀 경계부의 조대한 펄라이트 부근에 편석한 Mn 등을 분산시켜 편석을 억제하지 못할 뿐 아니라 강한 탄화물을 형성하므로 연신율이 감소하는 것으로 사료되었다. 따라서, Mo-Ni, Mo-Cu 및 Mo-Cu-Ni와 같이 합금원소 복합 첨가하면, 오스테퍼링에 의한 강인화를 기대하면서 편석 현상의 제거, 탄화물 형성 억제, 합금화에 따른 고용 강화등을 기할 수 있어 인장강도, 연신율 및 경도에 좋은 결과를 얻을 수 있을 것으로 사료되었다.

### 3.4. 잔류 오스테나이트량에 의한 기계적 성질의 변화

잔류 오스테나이트량에 의한 기계적 성질의 변화를 Fig. 9에서 Fig. 11까지 나타내었다. Fig. 9 및 Fig. 11 와 같이 인장강도와 경도는 잔류 오스테나이트량이 증가할수록 감소하며 연신율은 Fig. 10과 같이 증가하는 경향을 나타내었다. 이는 연성인 잔류 오스테나이트량이 다량으로 존재하므로 연신율은 증가하고 인장강도나 경도는 감소하는 것으로 사료 되었다. 또한 잔류 오스테나이트량이 적으며 결정립이 미세하여 전위의 이동을 방해하고, 잔류 오스테나이트 내의 탄소농도도 낮아 안정되지 못한 잔류 오스테나이트는 낮은 응력 하에서도 잔류 오스테나이트중 격자 결함이 생기고, 격자 결함이 변형유기 마르텐사이트를 균열선단에서 발생시키기 때문에 연신율은 감소하고 경도는 증가하는 것으로 사료되었다. 반면 오스테퍼링 온도가 상승하면 충분히 탄소가 확산되어 잔류 오스테나이트는 상온에서도 안정

하여 변형하에서도 변태유기 마르텐사이트가 생성되기 어려워서 연신율이 증가하게 된다. 따라서 잔류오스테나이트는 고온에서는 안정한 조직이지만 저온으로 갈수록 불안정하게 존재하여 강도와 경도는 감소하며, 인성과 연성은 증가하게 되는 것[18,21]으로 사료되었다.

한편 Fig. 9에 나타낸바와 같이 인장강도는 잔류 오스테나이트량이 많을수록 저하하며 동일 잔류 오스테나이트량에 있어서 합금원소의 영향에 의한 인장강도의 변화 폭이 감소하며, 연신율은 Fig. 10과 같이 잔류 오스테나이트량이 많을수록 증가하며 합금원소의 영향에 의한 연신율의 변화 폭이 크며 또한 경도는 Fig. 11에 나타낸 바와 같이 잔류 오스테나이트량이 증가하면 감소하며 합금원소에 의한 경도에 미치는 변화 차이는 일정하다.

또한 사용한 합금원소의 영향으로는 Mo-Cu나 Mo-Ni를 첨가하는 경우 잔류 오스테나이트량이 비교적 적었으며 특히 Mo-Cu는 인장강도와 경도는 비교적 높고 연신율은 낮은 값을 나타내었다. 또한 합금원소를 Mo-Cu-Ni 삼원계 복합 첨가한 경우 잔류 오스테나이트량이 많음에도 불구하고 인장강도와 경도가 타합금원소 첨가보다 높은 이유는 전술한 바와 같이 Ni이나 Cu 등 합금원소에 의한 편석의 제거, 탄화물 형성 억제, 결정립 미세화 및 합금화 원소에 의한 고용 강화 등을 도모할 수 있어 증가하는 것으로 사료되었다.

#### 4. 결 론

오스템퍼링 처리한 구상흑연주철품의 기계적 성질에 미치는 잔류 오스테나이트량의 영향에 대한 실험 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 오스템퍼링 온도가 상승하면 잔류 오스테나이트량이 증가하며 또한 첨가한 합금원소에 의한 잔류 오스테나이트량에 미치는 변화는 일정하였다.
- 2) Mo-Cu-Ni 삼원계 합금의 잔류 오스테나이트량이 가장 많고 Mo-Cu 계 합금은 가장 낮은 잔류 오스테나이트량을 나타내었다.
- 3) 잔류 오스테나이트량이 증가하면 인장강도는 감소하며 인장강도에 미치는 합금원소의 영향은 잔류 오스테나

이트량이 증가하면 인장강도의 변화폭은 감소 하였다.

4) 연신율은 잔류 오스테나이트량이 증가하면 증가하며 합금원소의 영향은 잔류 오스테나이트량이 증가하면 연신율의 변화폭도 증가하였다.

5) 잔류 오스테나이트량이 증가하면 경도는 감소하며 합금원소의 영향에 의한 변화폭은 일정 하였다.

#### 참고문헌

1. T. Kobayash; J. of JIM, 18 (1979), 7, 512.
2. J. E. Rehder; AFS Trans., 27 (1949), 549.
3. T. N. Rouns and K. B. Rundman; AFS Trans., 43 (1985), 25.
4. G. J. Cox; Foundry Trade J., 28 (1974), 11, 741.
5. J. F. Janowak and R. B. Gundlach; J. Heating Treating, 4, (1985), 1, 25.
6. J. F. Janowak and R. B. Gundlach; AFS Trans., 88, (1983), 377.
7. D. J. Moor, T. N. Rouns and K. B. Rundman; AFS Trans., 93 (1985), 705.
8. H. L. Morgan; The British Foundryman, 80, (1987), 2, 98.
9. T. N. Rouns, D. J. Moore and K. B. Rundman; AFS Trans., 92 (1984), 815.
10. R. C. Voigt and C. R. Loper; J. of Heat Treating, 3, (1984), 4, 26.
11. K. H. Miska; Modern Casting, 76 (1986), 1, 35.
12. F. S. Rossi and B. K. Gupta; Metal Progress, Apr, (1981), (5), 25.
13. Bela V. Kovacs, Sr.; Modern Casting, 80, (1990), 3, 38.
14. K. B. Rundman; 3rd International Conference on ADI, (1991), 3.
15. B. D. Cullity; Elements of X-ray diffraction, third print. (1976), 107 ~136.
16. R. C. Voigt; Cast Metals, 2, (1989), 2, 82.
17. Y. J. Park, P. A. Morton, M. Gagne and R. Goller; AFS Trans., 92, (1984), 395.
18. R. Gundlach, and J. Janowak; 2nd International Conference on ADI, (1986), 23.
19. H. B. Kim, D. J. Joo, C. O. Choi, JUJO The Journal of Korean Foundrymen's Society, 16, (1996), 6, 57.
20. T. N. Rouns and K. B. Rundman; AFS Trans., 95, (1987), 851.
21. M. Takita and Y. Ueda; Cast Metals, 1, (1988), 3, 147.