

論 文

구상흑연주철의 고압하 마멸특성에 미치는 합금원소의 영향 I - Cu, Mn

방웅호 · 강춘식 · 박재현* · 권영각*

Effects of Alloying Elements on the High Pressure Wear Characteristics of Ductile Cast Iron I - Cu, Mn

Woong-Ho Bang, Choon-Sik Kang, Jae-Hyun Park and Young-Gak Kweon

Abstract

High pressure wear characteristics of DCI(Ductile Cast Iron) were investigated through unlubricated pin-on-disc wear test. Wear test were carried out at speed of 23m/min, under pressure of 3MPa and 3.3 MPa. Cu and/or Mn were added to examine the effect of alloying elements on the high pressure wear characteristics of DCI. To investigate the relationship between wear characteristics and mechanical properties of DCI, Brinell hardness and V-notched Charpy impact energy were tested. Wear surface of each specimen was observed by SEM to determine the wear mechanism of DCI under high pressure wear condition. In the mild wear region, wear characteristics of alloyed DCI specimens were very similar to that of unalloyed DCI. But mild-severe wear transition was occurred at different wear distance and wear rate of DCI specimens were changed by alloying elements. In severe wear condition, wear rate of DCI was dramatically increased by the addition of Mn. Although the addition of Cu 0.46wt% did not decrease the wear rate of DCI in the severe wear region, but it delayed the mild-severe wear transition. Under high pressure wear condition, wear rate and mild-severe wear transition were not concerned with hardness of DCI specimens, but they were deeply associated with impact energy changed by alloying elements.

(Received February 28, 2000)

1. 서 론

마멸(Wear)이란 서로 접촉해 있는 두 재료의 표면이 어떤 하중 하에서 상대적인 운동을 할 때 생기는 재료 표면의 손상을 말하며, 현재 사용되고 있는 설비재의 손상 중 상당한 부분이 마멸에 기인한다[1]. 일반적으로 마멸에 의한 재료의 손상기구는 adhesive wear, abrasive wear, chemical wear, fatigue wear 등으로 구분되고 있으며[1,2], 실제 사용환경에서의 마멸은 이들의 복합적인 상호작용에 의한 경우가 많다.

J. F. Archard는 abrasive wear가 마찰면에 수직으로 작용하는 하중 및 마찰면 사이에 존재하는 wear particle에 의한 굵힘으로 일어난다는 wear particle model로써 abrasive wear rate(wear volume/sliding distance)을 다음과 같은 정성적 관계식으로 나타내었다[3].

$$\frac{V}{d} = \alpha K \frac{W}{H \cdot A} \quad (1)$$

또 A. C. Queener등은 adhesive wear에 있어, 어떤 하중 하에서의 마찰운동에 의한 재료 표면의 압접율은 재료의 경도에 반비례한다고 가정하여 adhesive wear rate(wear volume/sliding distance)과 재료의 경도, 마찰면에 수직으로 가해지는 하중 등과의 관계식을 다음의 식으로 표현하였다[4].

$$\frac{V}{d} = \beta \frac{W}{H} [1 - \exp(-\gamma d)] \quad (2)$$

where V : volumetric wear loss of soft material

d : sliding distance

V/d : volumetric wear loss per unit sliding distance

W : applied load

H : hardness of soft material
 A : contact area
 K : wear particles that remains between the wear surfaces
 α, β, γ : constant

이러한 일련의 마멸에 대한 정성적인 관계식은 마멸율과 경도간에 깊은 관련이 있음을 보여주며, 철재 재료에 있어서도 경도가 클수록 마멸에 대한 저항이 큰 경향을 보이는 것이 일반적이다.

구상흑연주철은 주강에 비하여 주조성, 경제성이 뛰어나고 일반 회주철에 비하여 기계적 특성이 뛰어나 구조용 재료로 널리 사용되고 있다[5]. 구상흑연주철의 기계적 특성은 주로 첨가원소에 의한 석출경화 및 고용경화에 의한 요인과, 흑연상 주변의 기지조직의 종류에 의해 결정된다. 이중 기지조직은 기계적 특성을 결정하는 주요 요인이며, 일반적인 구상흑연주철의 기지조직의 종류는 펠라이트, 페라이트, 혹은 이들의 혼합조직인 bull's eye 등이다[6]. 사형주조법에 의해 제조되는 구상흑연주철의 기지조직 변화는 합금원소의 첨가, 용탕 주입후 냉각속도의 조절, 후열처리 등에 의해 이루어진다. 주물의 냉각속도는 주물이 사형으로부터 shake out 되는 온도에 의해 좌우되는데, 이는 주물의 온도를 계속 측정해야 하는 어려움이 있다[5]. 기지조직의 변화를 위한 후열처리는 페라이트화 소둔이나 펠라이트화 소준 등이 있으나[7], 이는 열처리를 위한 추가 설비가 요구되는 단점이 있다. 이러한 이유로 현재 구상흑연주철의 기계적 특성의 변화를 위한 기지조직의 조절은 주로 합금원소의 첨가에 의존하는 경우가 많다. 구상흑연주철의 강도는 주로 기지조직의 펠라이트 분율에 비례하며, 연성과 인성은 주로 펠라이트의 분율과 반비례하는 경향을 보인다.

구상흑연주철은 마찰환경에서 흑연상에 의한 윤활 효과를 갖는 것으로 보고되고 있으며, 이러한 특성은 상대재와의 atomic junction을 방지하여 상호 마멸면을 보호하는 효과를 갖도록 하여준다[8].

구상흑연주철은 현재 고인성, 고강도, 내마멸성이 요구되는 복잡한 형상의 구조재인 기어, 캠, 엔진, 피스톤, 각종 압연설비 등에 사용되고 있다[5].

구상흑연주철의 마멸특성은 기계적 특성과 깊은 관련이 있으며, 주로 경도가 높을수록 마멸특성이 개선되는 것으로 보고되고 있다[9]. 본 연구에서는 구상흑

연주철의 펠라이트화를 촉진하며 경도를 증가시키는 것으로 보고되고 있는 Mn, Cu를 첨가하여[6,20] 압연설비 등의 고압하 마멸환경에 놓인 구상흑연주철재의 마멸특성과 합금원소첨가에 의한 기계적 특성의 상호관계에 관하여 고찰하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 시편의 제조

합금원소가 첨가되지 않은 구상흑연주철 및 Mn, Cu 가 첨가된 구상흑연주철의 제조를 위해 고주파 유도로에서 장입재를 용해하였다. 일반 선철보다 Mn 등의 불순물 함유량이 적은 Sorel metal을 사용하여 합금원소의 영향을 정확히 평가하고자 하였다[1,11]. 모합금 및 합금재의 장입은 Sorel Metal, Ferro Silicon, 전해철, 합금원소(Cu, Mn)의 순으로 하였다[17]. 이때 구상흑연주철의 특성을 좌우하는 탄소당량은 ASTM A536에서 규정한 건전 주물을 얻기 위한 탄소당량의 조성이 되도록 조절하였다[9]. 장입재의 용해 후 용탕 내 흑연의 정출 및 구상화를 위해 TDCRS를 플런저 법으로 1450°C에서 용탕에 첨가하여 접종 및 구상화 처리를 동시에 행하였다[10]. 이때 용탕의 온도는 표면의 slag를 제거한 후 광온도계로 측정하였다. 주입온도를 1450°C로 일정하게 하였다. 주형은 KSD 4302 Y형 B호 쉘몰드(두께 25 mm)를 사용하였다. 이때 실제 주형의 두께를 KS 규격에서 정의한 150 mm 이상으로 하기 위하여 주물사로 Y블록을 보온하였다. 주형내 용탕을 주입후 시편내 주물결함 및 칠화 방지를 위하여 용탕의 표면에 발열제인 Riso therm(FOSECO)을 살포하였다. 각 시편의 냉각속도 차이에 의한 기지조직의 변화가 생기지 않도록 하기 위하여 shake out은 용탕의 주입 후 24시간 후에 행하였다. 주물의 주형내 냉각속도는 주물의 하부로부터 20 mm 높이에 위치한 edge 부분에서 R-type Thermocouple과 Data Acquisition System(PCL 818HG)을 사용하여 측정하였다. 구상흑연주철의 주형내 냉각속도는 오스테나이트 영역에서 20°C/min, 공석변태가 일어나는 온도영역으로 알려진 800~600°C에서 7°C/min 으로 측정되었다.

성분분석은 Y블록의 유효 부분을 채취하여 시편 당 5회씩 EPMA(WDS)로 기지조직의 성분을 분석한 후 2회씩 C/S분석(0.3-0.4g)을 하여 전체 성분을 산출하였

Table 1. Chemical Composition of DCI specimens. (wt%)

Elements specimen status	C	Si	Mn	Cu	Mg
Unalloyed	3.59	2.62	0.01	-	0.03
Cu 0.46wt%	3.68	2.47	0.01	0.46	0.03
Cu 0.94wt%	3.50	2.60	0.02	0.94	0.03
Mn 0.47wt%	3.50	2.58	0.47	0.02	0.04
Mn 0.43wt%	3.55	2.54	0.43	0.43	0.04
Cu 0.43wt%					

다. 시편의 성분분석 결과를 Table. 1에 나타내었다.

제조된 구상흑연주철 시편의 흑연 분포 및 기지조직의 양상을 정량적으로 관찰하기 위해 $0.3\text{ }\mu\text{m}$ alumina powder로 표면을 깨끗이 연마한 시편의 광학현미경 이미지를 digital camera로 촬영한 후 Image Analyzer (BMI-Plus)로 미세조직의 분석을 하였다. 흑연입도 및 흑연의 면분율은 시편을 etching하지 않은 상태에서 측정을 하였으며, 기지조직의 상분포는 질산 1% 용액에서 15초간 etching한 후 Image Analyzer로 분석하였다. 분석은 각각의 시편당 10회씩 행하여 평균치를 구하였으며, 시편의 미세조직 관찰결과를 Table. 2에 나타내었다.

2.2 일반 기계적 특성의 고찰

구상흑연주철의 합금원소에 따른 경도치와 마멸특성의 상관관계를 고찰하기 위하여 각 시편의 Brinell 경도를 측정하였다. 측정은 ASTM E 10의 규격에 따른 Brinell 경도 측정법 중 3000 Kg 하중, 10 mm indenter diameter, 30sec load time($3000/10/30$)의 방식으로 행하였다. 시편의 두께는 규격에 따라 8 mm로 가공하였으며, 각 시편당 4회씩 측정하였다.

합금원소에 따른 구상흑연주철의 충격특성과 마멸과의 상관관계를 고찰하기 위하여 샤피 충격시험을 행하

였다. 시편은 ASTM E23-66에서 규정한 V형의 노치를 가진 $10\times 10\times 55(\text{mm})$ 로 가공하였고, 각 시편당 4회씩 측정하여 평균치를 구하였다.

2.3 마멸시험

구상흑연주철의 마멸특성에 미치는 합금원소의 영향을 고찰하기 위해 압하 3 MPa, 3.3 MPa과 마멸속도 23 m/min의 마멸조건 하에서 Pin-on-Disc 건식 마멸시험을 행하였다. 마멸재인 구상흑연주철은 직경 8 mm의 펀으로 가공한 후 표면을 깨끗이 연마하여 고정자로 하였고, 비커스 경도 300(HB 285)의 열처리강을 디스크로 가공한 후 표면을 깨끗이 연마하여 회전자상대 마멸재로 사용하였다. 마멸특성중 주요 데이터인 토크, 마찰계수 등은 data acquisition system으로 10초당 하나씩 저장하였다. 마멸시험 후 마멸량은 1 mg 까지 측정이 가능한 저울을 사용하여 측정하였다. 압하 3 MPa 조건하에서는 마찰계수가 0.2이하인 영역까지 마멸시험을 한 후 SEM으로 마멸면을 관찰하여 mild wear 영역의 마멸기구를 고찰하였으며, 3.3 MPa의 조건하에서는 mild-severe wear transition 후까지 마멸시험을 행한 후 마멸면을 SEM으로 관찰하여

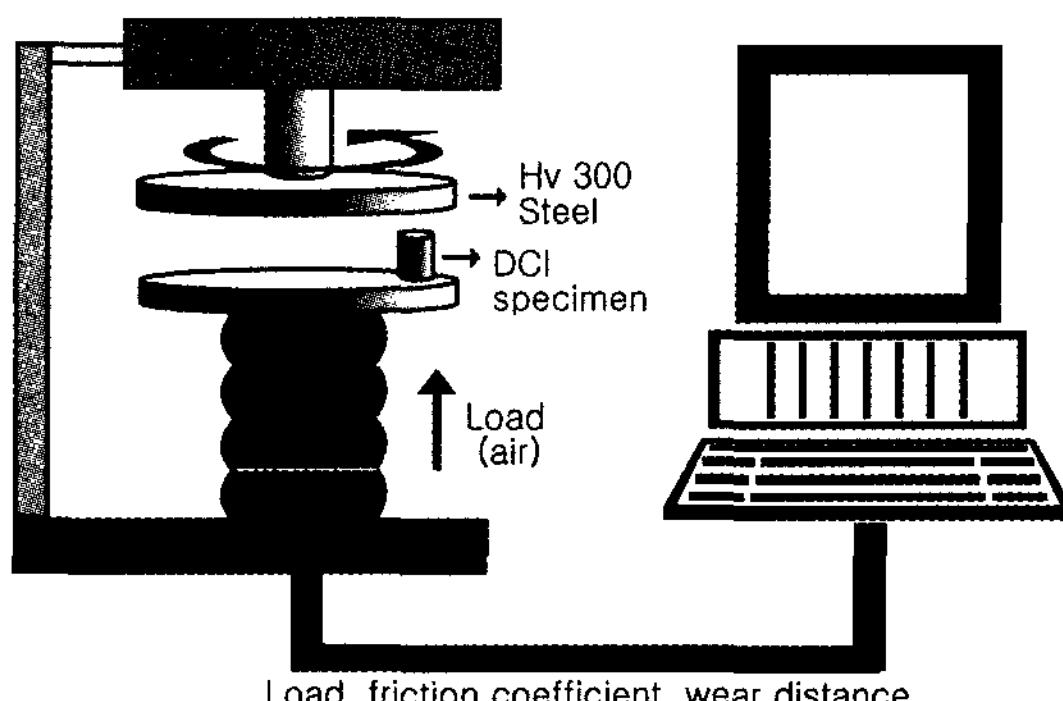


Fig. 1. Schematic diagram of wear test machine.

Table 2. Effect of alloying elements on the microstructure of DCI.

specimen status	area fraction of Graphite (%)	nodule Count of Graphite (#/ mm^2)	mean diameter of Graphite (μm)	area fraction of pearlite (%)
Unalloyed	9.1	277	20.4	41.4
Cu 0.46wt%	11.6	248	24.4	75.4
Cu 0.94wt%	11.6	282	22.9	83.4
Mn 0.47wt%	8.0	170	24.5	41.0
Mn 0.43wt%	9.8	264	21.7	80.2
Cu 0.43wt%				

severe wear 마멸기구를 고찰하였다. 마멸시험기의 개략도를 Fig. 1에 도시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 합금원소에 따른 미세조직의 변화

Cu 0.46 wt%의 첨가로 구상흑연주철의 기지조직 내 페라이트의 면분율이 매우 적어지는 것을 관찰할 수가 있었다. 이는 Cu가 오스테나이트 안정화 원소로써 주물의 연속냉각 시 오스테나이트가 저온에서도 안정한 상으로 존재하도록 하여 저온 공석변태를 유도하기 때문인 것으로 보고되고 있다[18,19]. 과거의 연구결과는 대략 0.5 wt% Cu 첨가에 의해 주방상태 하에서도 완전한 페라이트의 기지조직을 얻을 수 있다고 보고하고 있으나[6], 본 실험에서는 흑연주변에 잔류 페라이트가 존재하는 것으로 관찰되었다. 이는 본 실험에서 사용한 장입재인 Sorel metal이 Ti, Cr, P, Mn등 일반 선철에 함유되어 있는 페라이트 촉진원소를 거의 포함하지 않기 때문인 것으로 판단되었다. 그러나 Cu 0.94 wt%의 첨가로 기지조직이 거의 완전히 페라이트화 하는 것이 관찰되었다. 이는 Cu의 다량 첨가가 오스테나이트의 공석변태를 매우 저온까지 억제하기 때-

문에, 주물의 냉각속도가 매우 느린 사형주조에 있어 서도 평형 공석변태인 오스테나이트로부터의 흑연석출을 억제되었기 때문으로 판단되었다. Cu에 의한 기지조직의 변화를 Fig. 2b, 2c에 나타내었다.

과거 수행된 연구에 따르면 Mn은 페라이트에 편석하는 경향이 강하고 오스테나이트를 안정화하여 기지조직 내 페라이트의 형성을 억제하는 것으로 보고되고 있다[12-14]. 그러나 본 연구에서는 Mn 0.47 wt%의 첨가는 기지조직 내 페라이트의 형성에 큰 영향을 주지 않는 것으로 관찰되었다. Fig. 2d에 Mn 0.47 wt%가 첨가된 경우의 구상흑연주철의 미세조직을 나타내었다. 또한 Mn이 첨가된 경우 기지조직의 입계를 따라 조대한 제 2상이 석출하는 것을 관찰할 수가 있었다. 이는 Mn_xC 의 massive carbide로 판단되며[7], 이를 Fig. 2f에 나타냈다.

Cu 0.43 wt%, Mn 0.43 wt%가 혼합 첨가된 경우에도 Cu 0.46 wt%가 단독으로 첨가된 경우와 비교하여 기지조직 내 페라이트 분율이 거의 변화하지 않는 것으로 관찰되었다. Fig. 2e에 Cu 0.43 wt%, Mn 0.43 wt%가 첨가된 경우의 구상흑연주철의 미세조직을 나타냈다.

3.2 합금원소에 따른 일반 기계적 특성의 변화

경도는 소성변형에 대한 저항성으로 재료의 마멸량을 결정하는 중요한 요소이다[3,4]. 합금원소에 따른 기지조직의 종류와 경도값의 관계를 Fig. 3a에 나타내었다. 구상흑연주철의 경도는 주로 페라이트의 분율에 의해 결정되는 것으로 보고되고 있으며[7,9,11], 본 연구에서도 이와 같은 경향을 보이는 것으로 나타났다. Mn이 첨가된 경우 페라이트의 분율이 거의 증가하지 않으나 경도가 증가하는 것을 관찰할 수가 있는데 이는 Mn에 의한 석출경화 및 Mn의 페라이트 고용에 의한 기지조직의 고용경화에 기인한 것으로 판단되었다[5].

마멸은 궁극적으로 마찰면에서의 반복적인 '소성변형-균열 형성-균열 전파-최종파괴'의 과정이다. 따라서 균열전파에 대한 저항성 역시 재료의 마멸특성을 결정하는 중요한 기계적 특성이라 할 수 있다. 합금원소에 따른 기지조직의 종류와 충격치의 관계를 Fig. 3b에 나타내었다. 또한 합금원소에 따른 경도와 충격치의 관계를 Fig. 3c에 나타내었다. 일반적으로 구상흑연주철의 경도는 충격치와 반비례한다고 보고되고 있으나[15],

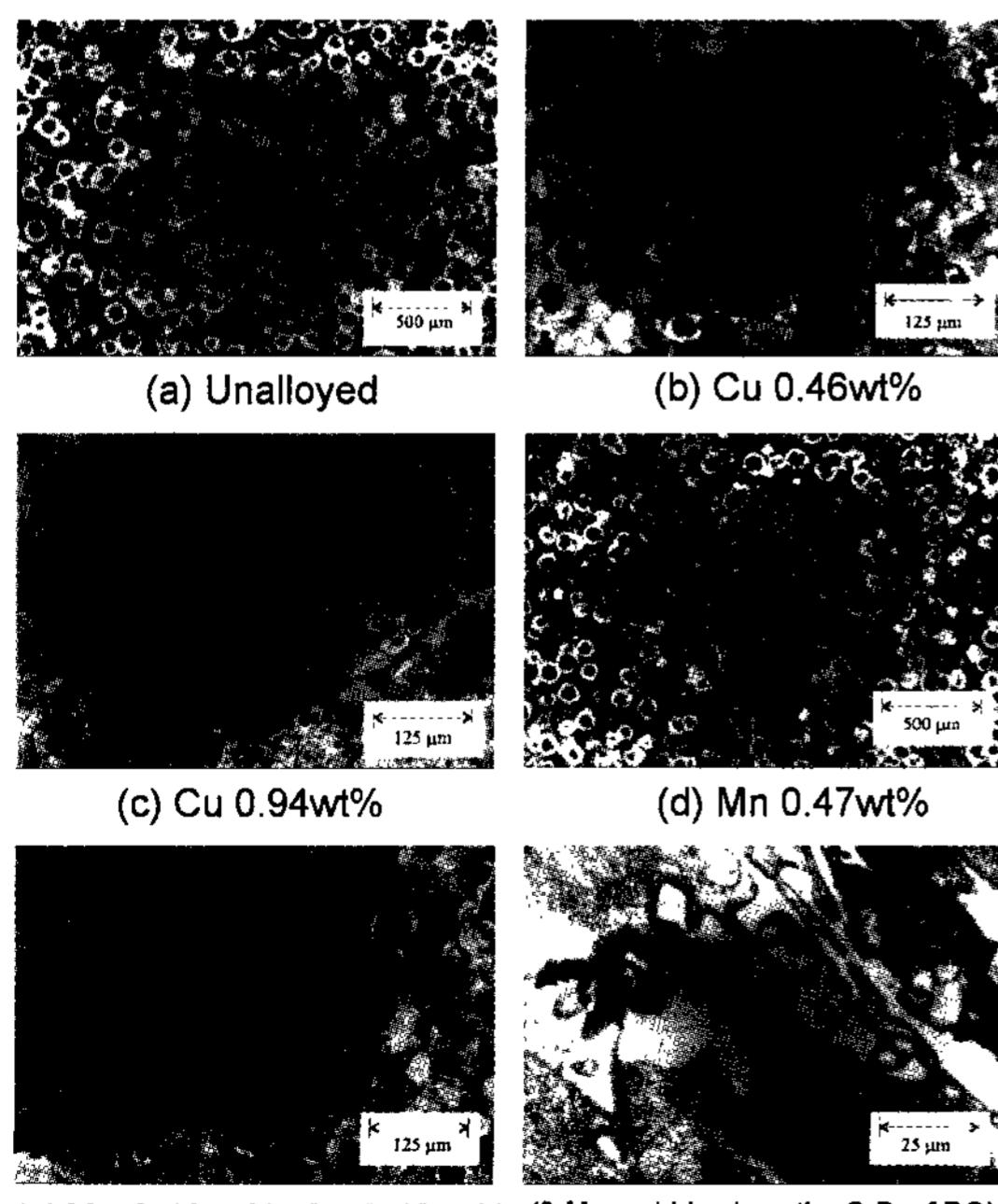


Fig. 2. Microstructure of unalloyed and alloyed DCI.

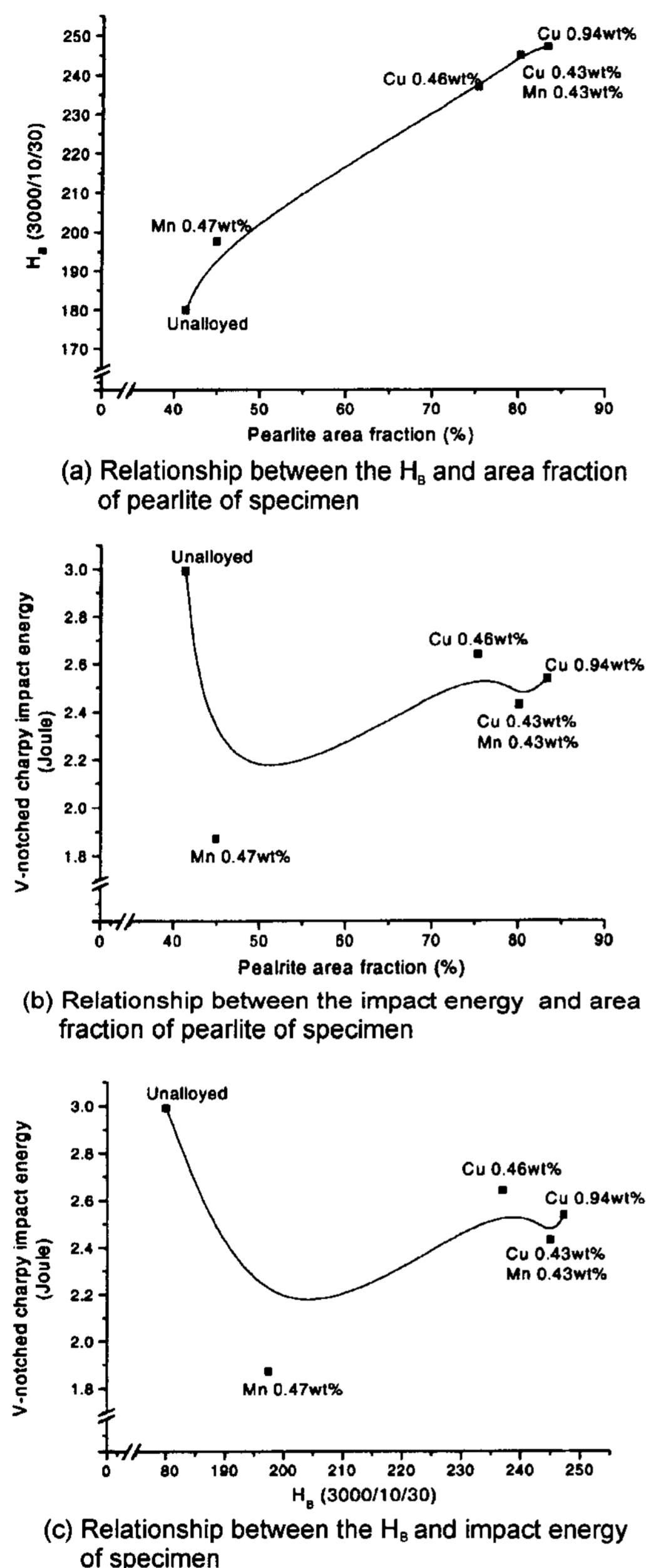


Fig. 3. Relationship between the mechanical properties of specimens.

Fig. 3c로부터 구상흑연주철의 충격 흡수에너지는 단순히 경도에 반비례하는 경향을 보이지 않고 합금원소에 따른 재료내 결함양상에 의해서도 결정되는 것으로 판단되었다. Mn이 단독으로 첨가된 경우 구상흑연주철의 충격특성은 매우 열화되는 것으로 관찰되었으며,

이는 Mn 첨가에 의한 조대 탄화물이 노치로 작용하여 (Fig. 2f) 재료의 충격특성을 열화시킨 것으로 판단되었다. 그러나 Mn과 Cu의 혼합첨가 시에는 충격특성이 크게 저하하지 않는 것이 관찰되었다. 이는 Cu에 의한 기지조직의 펠라이트화가 소성변형에 의한 탄화물과 기지조직의 분리를 억제하여 조대 탄화물에 의한 노치 효과를 감소시켰기 때문으로 판단된다.

3.3 합금원소에 따른 마멸특성의 변화

mild wear 영역에서의 마멸량은 각 시편에 대하여 마찰계수가 0.2이하인 영역에서 일정마멸거리까지 마멸시험을 행한 후 시편의 무게차를 측정하여 구하였다. severe wear 영역에서의 마멸량은 마찰계수와 마멸율이 급격히 증가하는 severe wear 영역까지 마멸시험을 행한 후 시편의 무게차를 측정하여 산출하였다. 일반적으로 금속재료의 마멸율과 마찰계수는 비례하는 경향을 나타내므로[1], 시간에 따른 마멸율의 변화를 마찰계수의 변화로 보정하여 산출하였다.

3.3.1 mild wear

고압하 마멸조건 하에서 합금원소에 따른 구상흑연주철의 mild wear 특성을 Table 3에 나타냈으며, 마멸율 및 마찰계수의 변화를 Fig. 4와 Fig. 5에 나타냈다. Cu 및 Mn이 첨가된 경우 mild wear 조건에서의 마멸면을 SEM으로 관찰하였으며, 이를 Fig. 6에 나타내었다.

Table 3, Fig. 4, Fig. 5로부터 구상흑연주철의 고압하 마멸에 있어 mild wear 영역에서의 마찰계수 및 마멸율은 기지조직이나 기계적 특성에 관계없이 거의 비슷한 것으로 관찰되었다. SEM 관찰로부터 구상흑연주철의 초기 마멸면은 흑연상이 존재했던 영역으로 판단되는 공동이 존재하는 것을 관찰할 수가 있었다. 이러한 마멸면의 상태로 보아 구상흑연주철의 mild wear

Table 3. Effect of alloying elements on the mild wear characteristics of DCI. (3 MPa)

specimen status \ specimen status	mean friction coefficient(μ)	mean wear rate (mg/Km)
Unalloyed	0.128	6.24
Cu 0.46wt%	0.148	6.12
Cu 0.94wt%	0.126	6.42
Mn 0.47wt%	0.137	6.24
Mn 0.43wt%	0.123	6.12
Cu 0.43wt%		

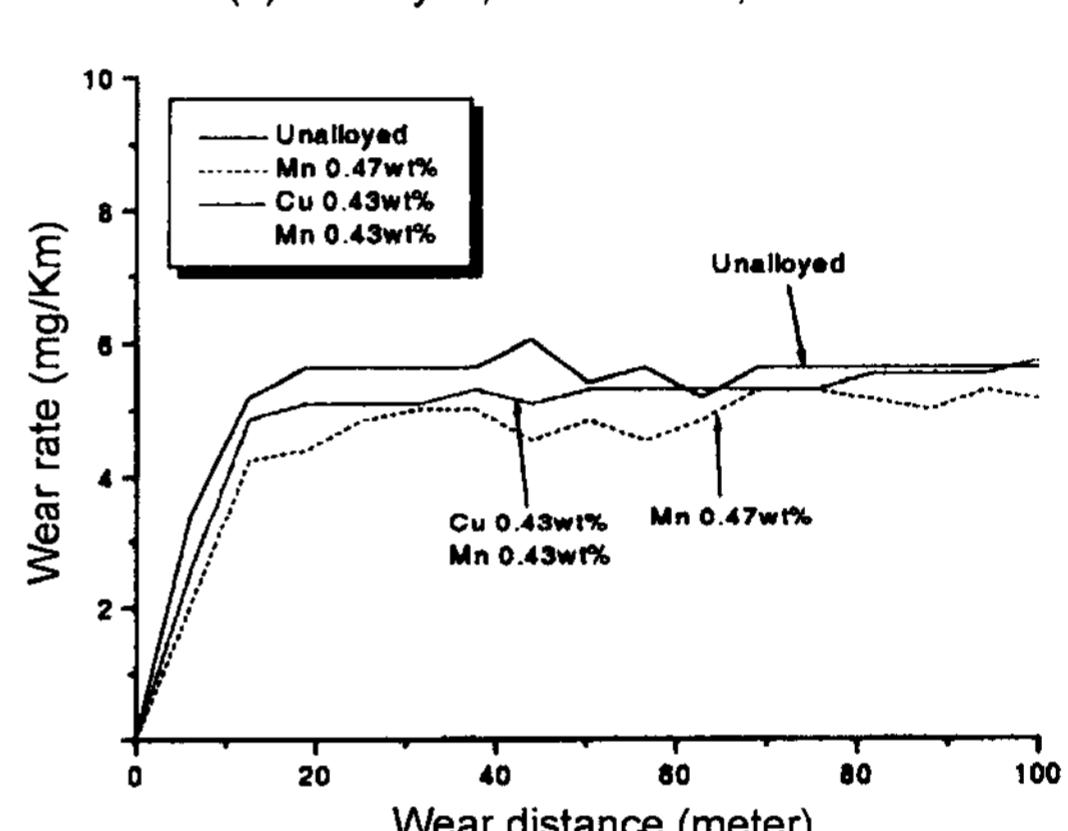
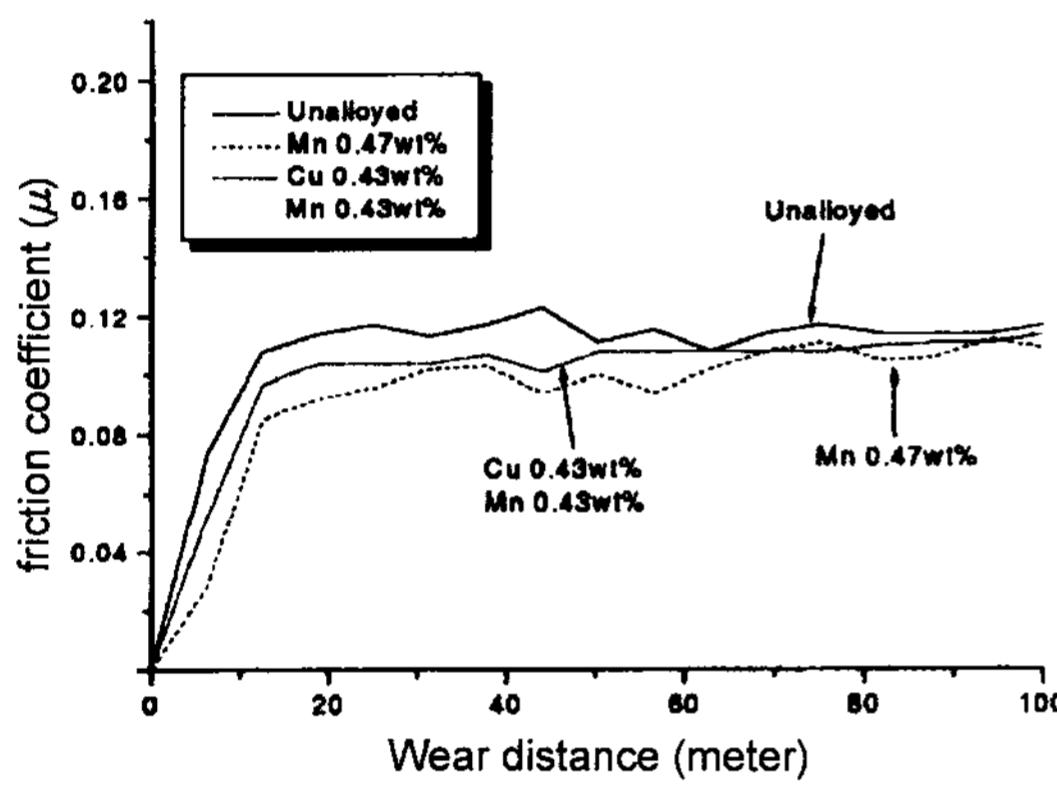
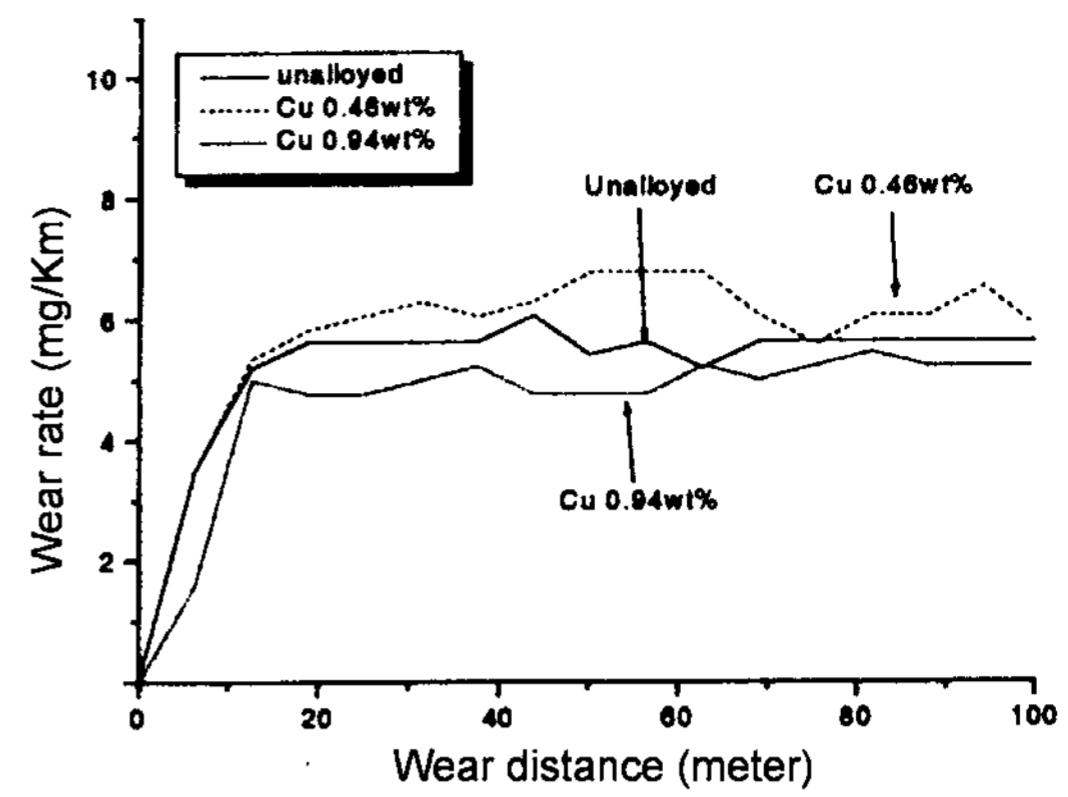
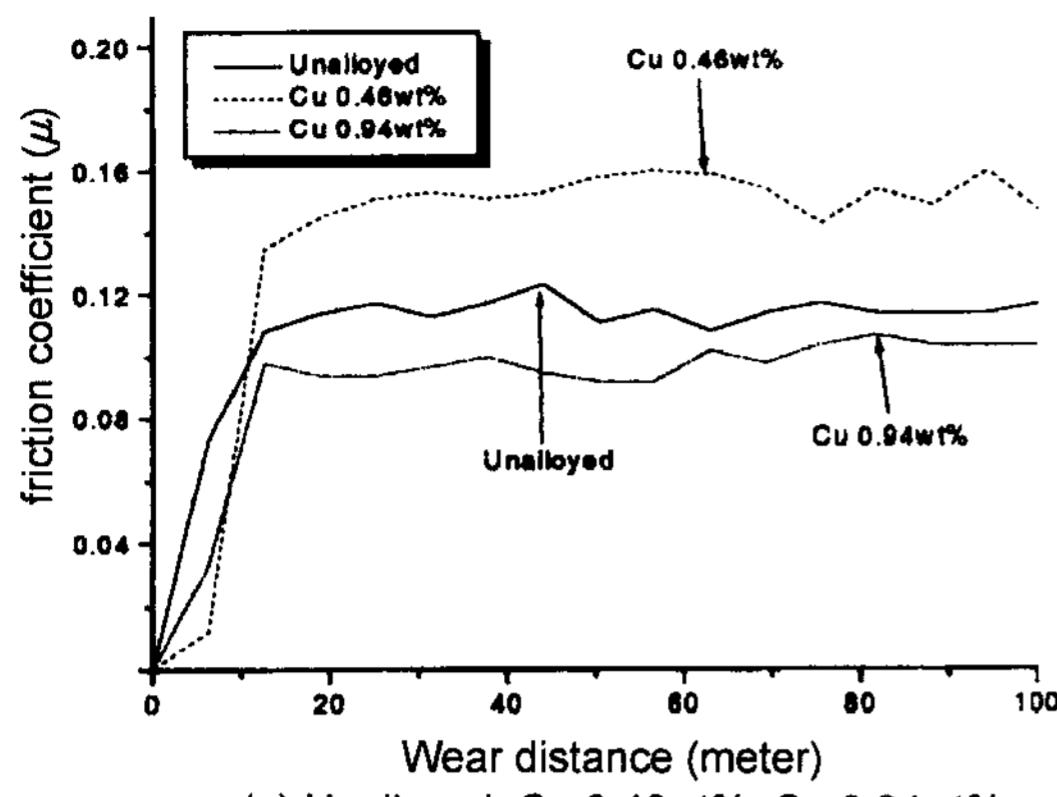


Fig. 4. Friction coefficient(μ) of DCI specimens in the region of mild wear. (3 MPa).

Fig. 5. Wear rate(mg/Km) of DCI specimens in the region of mild wear. (3 MPa).

에 있어 마멸기구는 기지상과 cohesion force가 작은 흑연상의 탈락에 의해 진행되는 abrasive wear인 것으로 판단되었다. 또한 흑연상을 둘러싼 기지조직은 거의 손상이 일어나지 않은 것을 관찰할 수가 있는데, 이는 흑연상의 탈락후 마멸면에 존재하는 흑연분말에 의한 윤활 효과에 기인한 것으로 판단된다[8]. 따라서

각기 다른 합금원소가 첨가된 구상흑연주철의 mild wear 영역에서의 마찰계수와 예측 마멸율이 J. F. Archard가 제안한 식 (1)에서의 경도에 크게 의존하지 않고 거의 일정하게 되는 이유는 마멸의 대부분이 흑연상의 탈락에 의해 진행되며, 윤활효과에 의해 기지

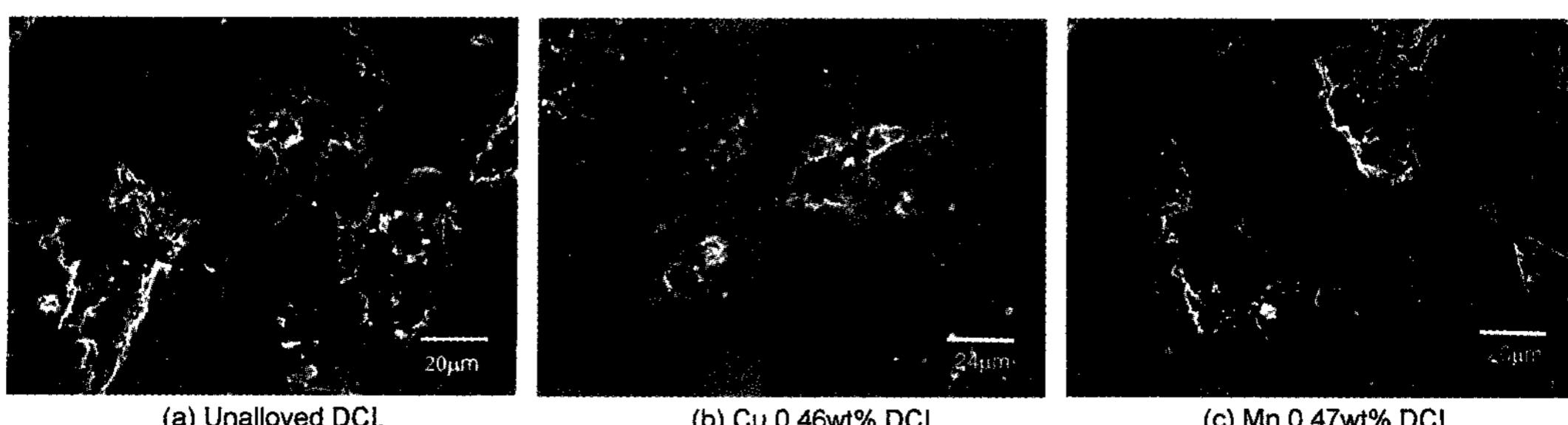


Fig. 6. Mild wear surface of unalloyed and alloyed DCI. (3 MPa).

Table 4. Effect of alloying elements on the mild-severe wear transition and severe wear characteristics of DCI. (3.3 MPa)

specimen status	mean friction coefficient (μ)	μ transition distance (meter)	mean wear rate (mg/Km)
Unalloyed	0.20	620	128
Cu 0.46wt%	0.24	930	178
Cu 0.94wt%	0.23	195	333
Mn 0.47wt%	0.27	75	367
Mn 0.43wt%	0.22	590	397
Cu 0.43wt%			

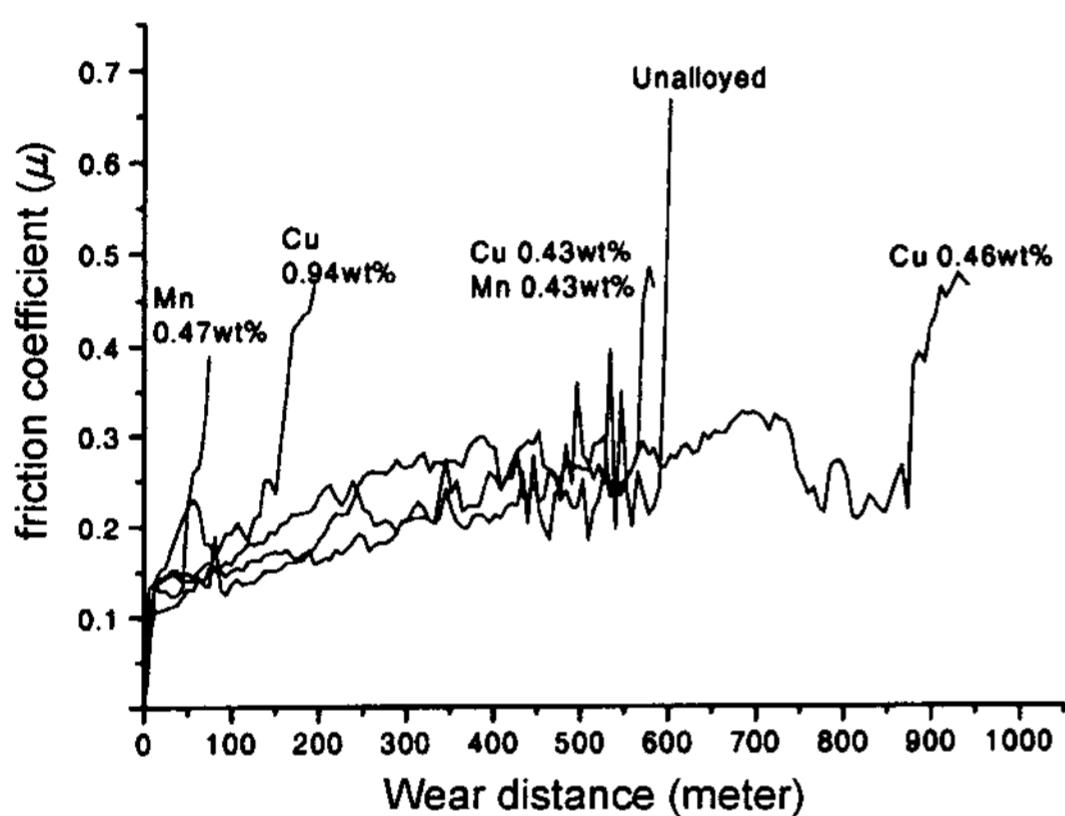


Fig. 7. Relationship between wear distance and friction coefficient(μ) of alloyed and unalloyed DCI. (3.3 MPa).

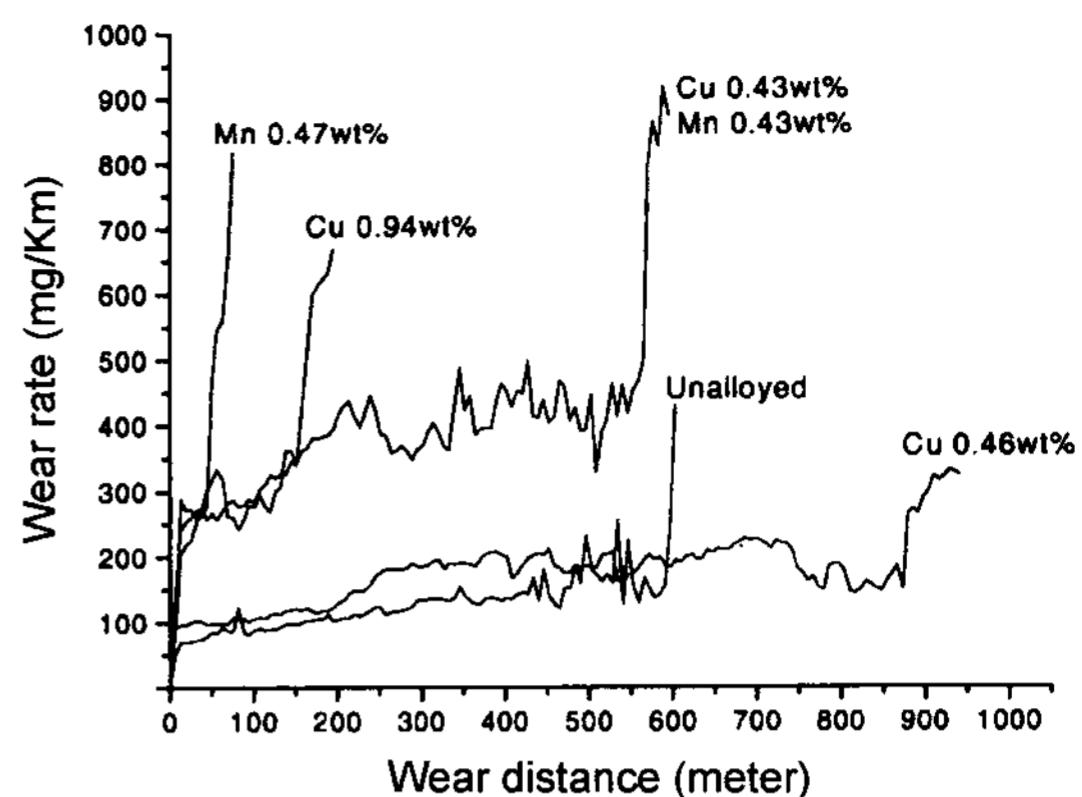


Fig. 8. Relationship between wear distance and wear rate(mg/ Km) of alloyed and unalloyed DCI. (3.3 MPa).

조직의 손상이 거의 없기 때문에 기지조직의 경도에 관계없이 마멸량이 거의 일정하기 때문으로 판단되었다.

3.3.2 severe wear

mild-severe wear transition을 하는 마멸조건에서 구상흑연주철의 마멸특성을 Table. 4에 나타냈으며, 마멸의 진행에 따른 마찰계수 및 마멸율의 변화를 Fig. 7과 Fig. 8에 나타냈다. Fig. 7 및 Fig. 8로부터 마멸의 진행에 따라 마찰계수 및 마멸율이 급격히 증가하는 mild-severe wear의 천이가 일어나는 것을 관찰할 수가 있으며, 이러한 천이가 일어나는 마멸거리는 합

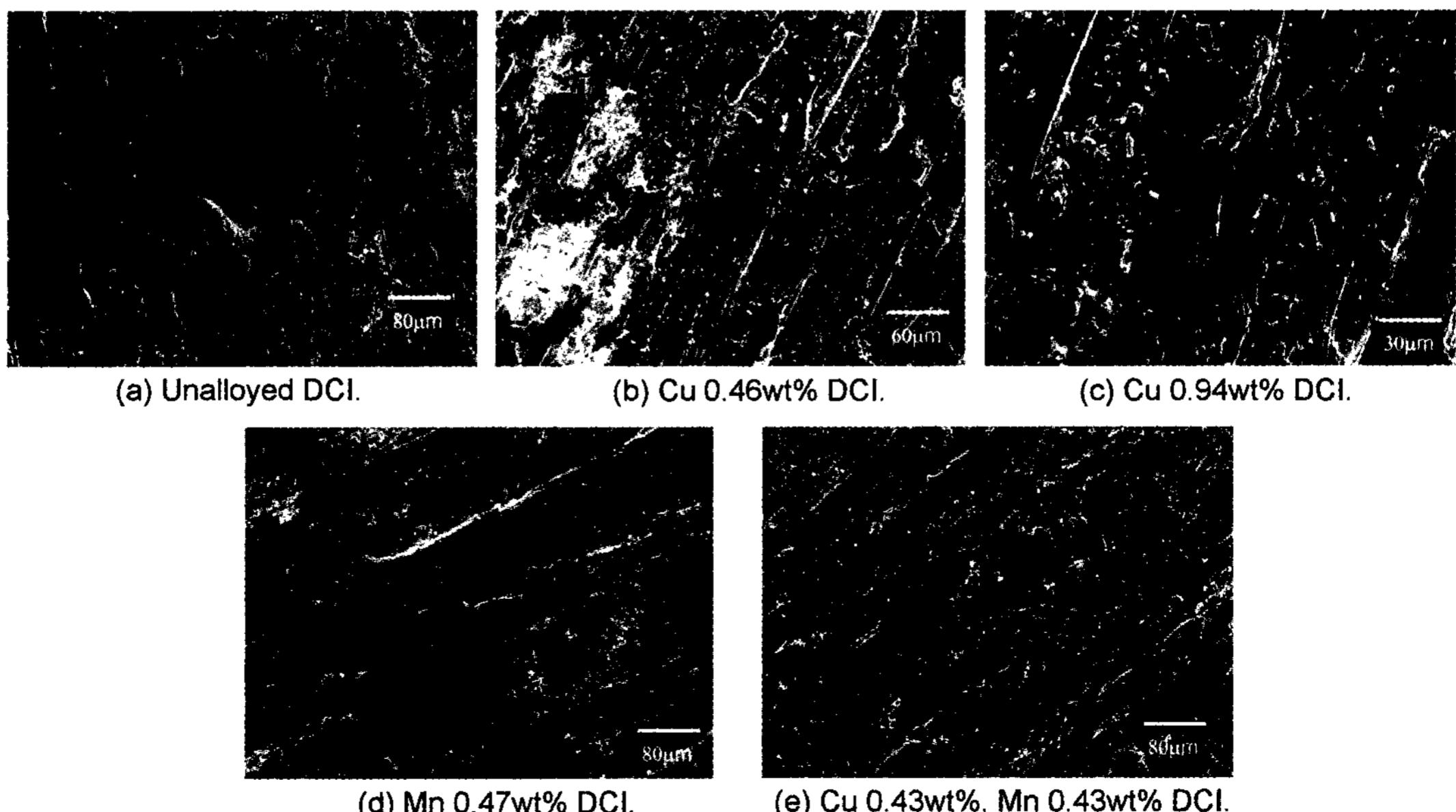
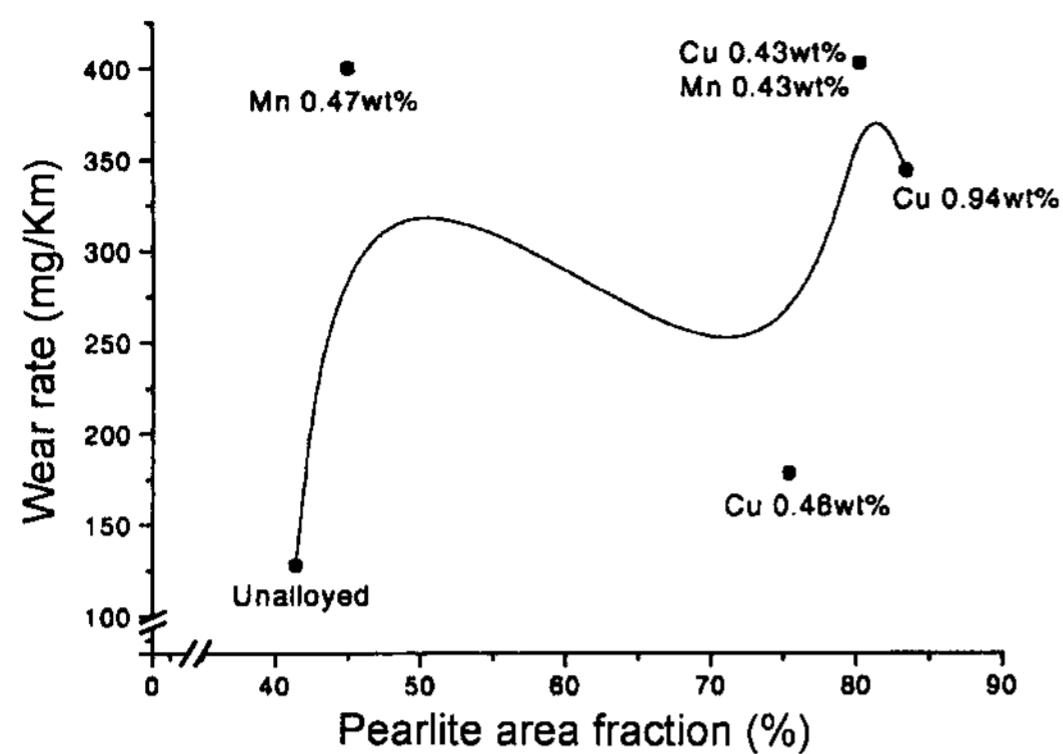
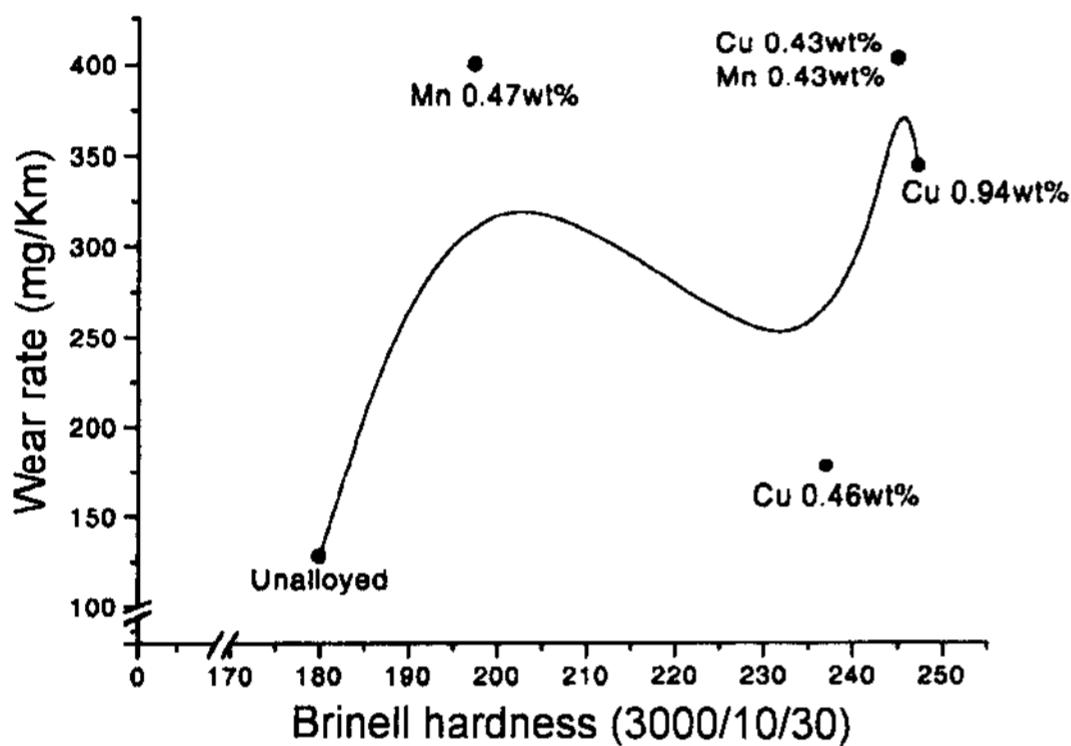
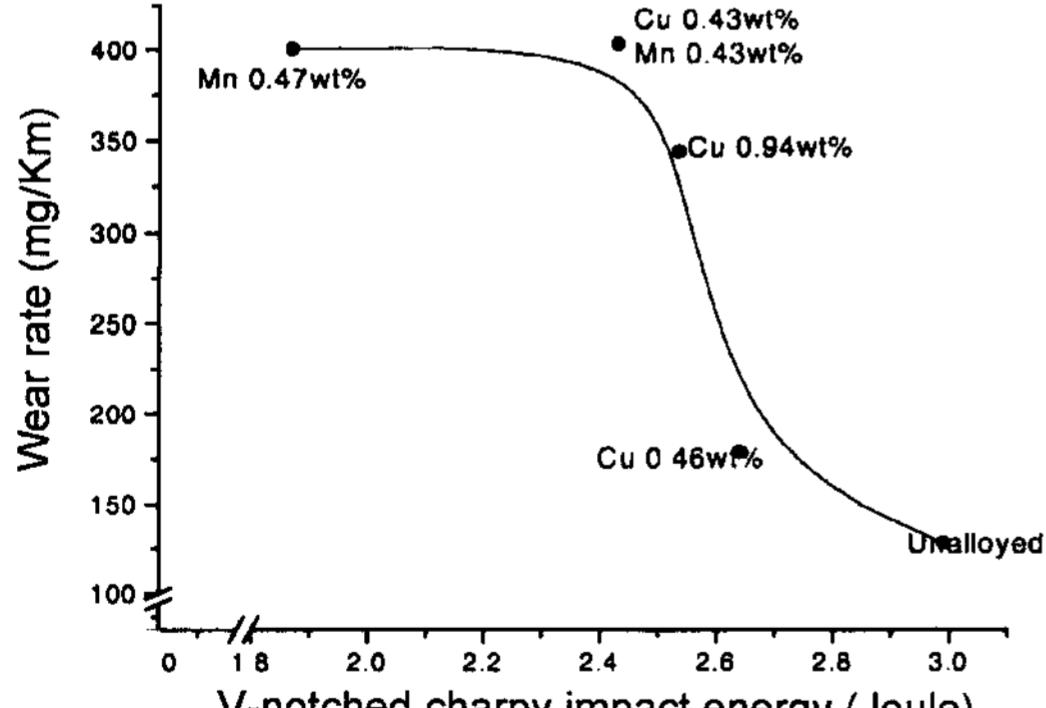


Fig. 9. Severe wear surface of unalloyed and alloyed DCI. (3.3MPa)



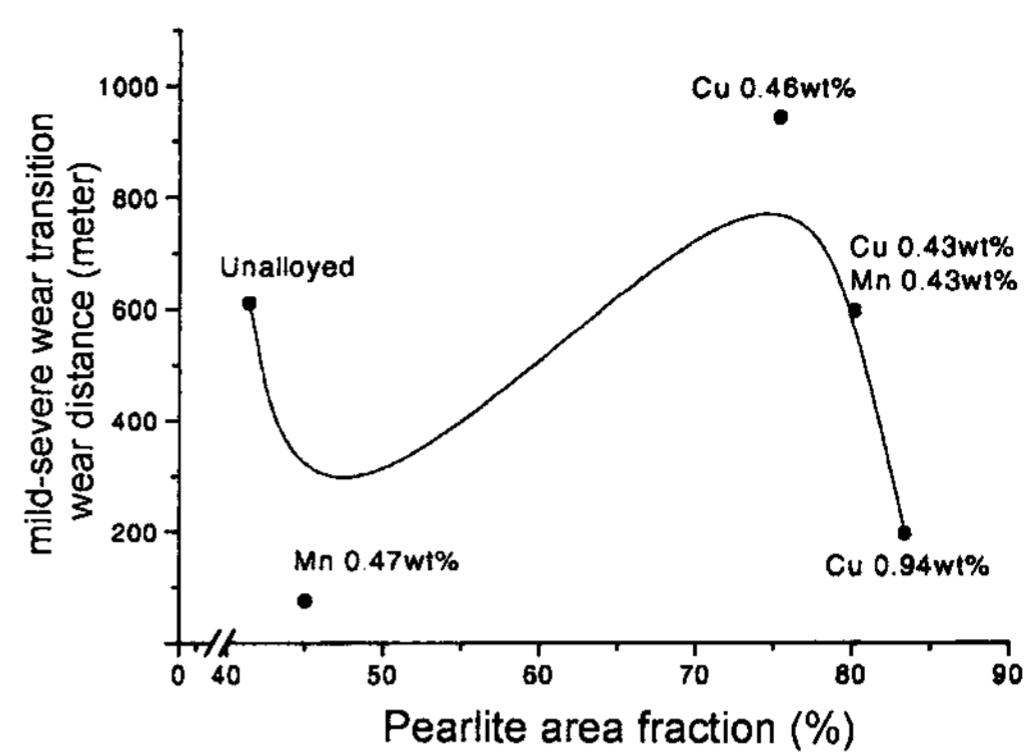
(a) Relationship between pearlite area fraction and wear rate of alloyed and unalloyed DCI. (3.3MPa)

(b) Relationship between H_B and wear rate of alloyed and unalloyed DCI. (3.3MPa)

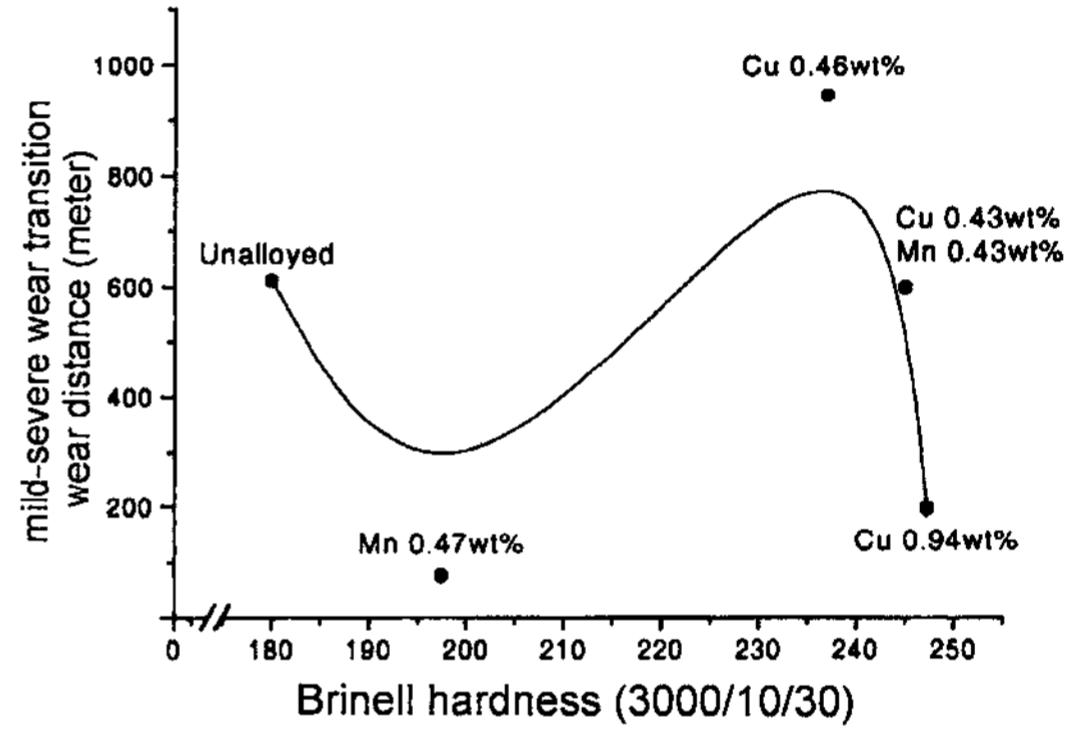
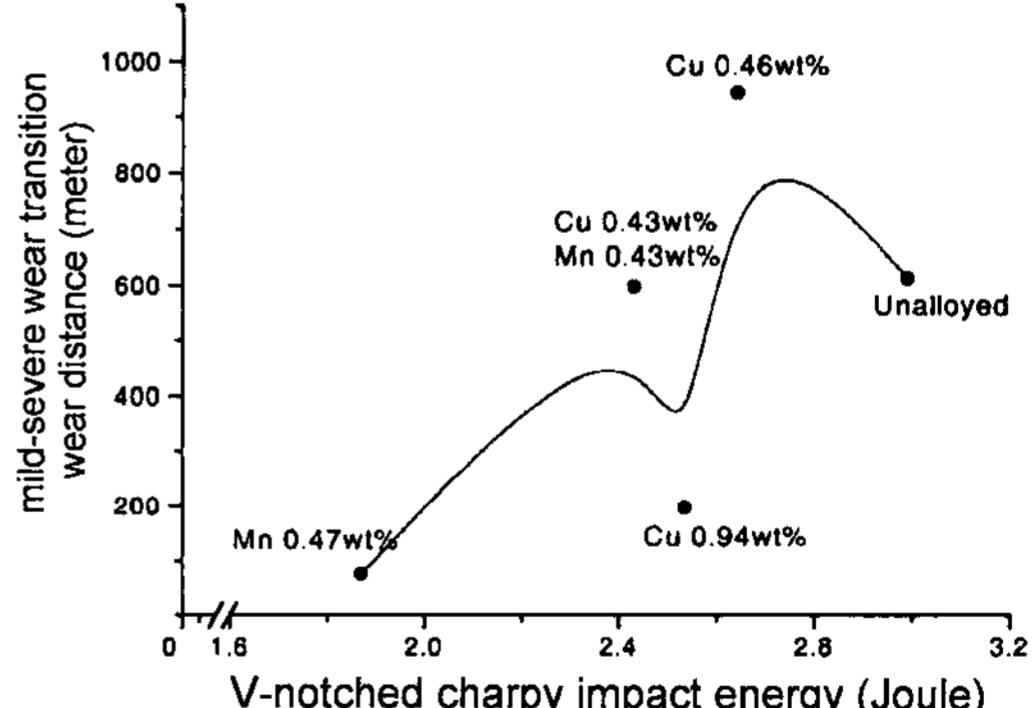
(c) Relationship between impact energy and wear rate of alloyed and unalloyed DCI. (3.3MPa)

Fig. 10. Relationship between microstructure, mechanical property and wear rate of alloyed and unalloyed DCI.

금원소의 종류나 첨가량에 따라 다른 것을 관찰할 수가 있었다. S.C. Lim[2,16]이나 竹内栄一[8] 등은 일반강이나 구상흑연주철이 mild wear로부터 severe wear로 천이하는 것은 마찰면에서의 마찰열에 의한 온도증가로 항복강도가 강하하며 마찰면의 압접율이 증가하기 때문으로 해석하였다. 그러나 Fig. 7 및 Fig. 8부터 마찰계수와 마멸율이 천이하는 마멸 거리가 합금원소의 종류나 첨가량에 따라 다른 것을 관찰할 수



(a) Relationship between microstructure and mild severe wear transition distance of alloyed and unalloyed DCI. (3.3MPa)

(b) Relationship between H_B and mild severe wear transition distance of alloyed and unalloyed DCI. (3.3MPa)

(c) Relationship between impact energy and mild severe wear transition distance of alloyed and unalloyed DCI. (3.3MPa)

Fig. 11. Relationship between microstructure, mechanical property and wear rate transition distance of alloyed and unalloyed DCI.

가 있으며, 이로부터 합금원소가 첨가된 경우 구상흑연주철의 고압하 마멸에서의 mild-severe wear 천이는 마멸의 진행에 따른 마멸면의 온도변화에 의해 결정되는 현상으로 해석하는 것보다는, 구상흑연주철의 기계적 특성이나 미세조직에 따른 마멸면의 형태 변화에 의해 결정되는 것으로 해석하는 것이 더욱 타당한 것으로 판단된다.

구상흑연주철의 mild-severe wear 천이 및 severe wear 영역에서의 마멸기구를 고찰하기 위하여 마멸면을 SEM으로 관찰하였으며, 합금원소의 종류에 따른 severe 마멸면을 Fig. 9에 나타내었다. Fig. 9로부터 severe wear가 일어난 구상흑연주철의 마멸면은 합금원소의 종류나 첨가량에 관계없이 많은 표면균열을 포함하고 있는 것을 알 수가 있다. 이로부터 구상흑연주철의 mild-severe wear의 천이 및 severe wear의 진행은 흑연상의 윤활 효과가 사라지고, 마멸면의 압접이 반복되는 adhesive wear 혹은 표면 균열의 형성 및 전파에 의한 표면 파괴에 기인하는 것으로 판단되었다.

고압하 마멸조건에서 미세조직 및 기계적 특성과 mild-severe wear transition 마멸거리 및 마멸율의 관계를 Fig. 10과 Fig. 11에 나타냈다. Fig. 10 및 Fig. 11로부터 구상흑연주철의 고압하 마멸에서 mild-severe wear transition 및 마멸율은 합금원소에 따른 구상흑연주철의 미세조직이나 경도값 보다는 충격치와 더욱 연관이 있는 것을 알 수 있다. 이는 구상흑연주철의 고압하 마멸에서의 마멸율이 A. C. Queener가 제안한 식 (2)에서의 경도 의존성 함수가 아닌 인성 의존성 함수임을 나타내주는 결과라 할 수 있다. 이러한 결과는 구상흑연주철의 고압하 마멸이 마찰면의 균열 형성 및 전파에 의해 일어나기 때문에, 구상흑연주철의 충격치에 따라 압접된 영역의 탈락 진행 정도가 다르기 때문으로 판단되었다.

Mn의 단독첨가 및 Mn-Cu의 혼합첨가에 의한 마멸율의 급격한 증가는 Mn 첨가에 의한 노치효과가(Fig. 2f) 마멸면의 균열형성 및 균열성장을 용이하게 하기 때문으로 판단된다. Cu의 첨가 시에도 마멸율이 증가하는 것을 관찰할 수가 있었으며, 이는 Cu 첨가에 의한 페라이트 분율의 증가로 기지조직의 인성이 감소하였기 때문으로 판단되었다. 그러나 Cu 0.46 wt%의 첨가는 mild-severe wear의 천이를 지연시키는 효과가 있는 것으로 관찰되었다.

4. 결 론

합금원소가 첨가된 구상흑연주철의 특성변화 관찰 및 고압하 마멸시험을 행한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

- Cu의 첨가로 구상흑연주철의 경도는 매우 증가하나 충격특성의 감소는 거의 없는 것으로 관찰되었다. 또한 Cu 0.94 wt% 첨가로 기지조직의 페라이트화가 거의 완전히 일어나는 것이 관찰되었다.

- Mn의 첨가는 주방상태에서 기지조직의 페라이트 분율 변화에 거의 영향을 미치지는 않았으나, 인성을 매우 감소시키는 것으로 관찰되었다. 그러나 Mn과 Cu의 혼합첨가 시 경도가 증가하며 Mn의 단독첨가 때보다 인성이 증가하는 것을 관찰할 수가 있었는데, 이는 Cu에 의한 기지조직의 강도 증가가 조대 탄화물의 기지조직과의 분리를 억제하여 노치효과를 감소시켰기 때문으로 사료되었다.

- 고압하 마멸에서 구상흑연주철의 마찰계수 및 mild wear rate은 합금원소에 관계없이 거의 일정하게 되는 것으로 판단되었다. 이는 구상흑연주철의 mild wear 대부분이 흑연상의 탈락에 의해서만 일어나며, 파쇄된 흑연에 의한 윤활효과로 기지조직이 거의 손상되지 않았기 때문으로 판단되었다.

- 고압하 마멸에서 구상흑연주철의 mild-severe wear transition은 마멸 진행에 따른 표면온도 변화에 기인하지 않고 합금원소에 따른 미세조직이나 기계적 특성에 의해 결정되는 것으로 판단되었다.

- 고압하 마멸에서 구상흑연주철의 mild-severe wear transition과 severe wear rate은 합금원소에 따른 구상흑연주철의 충격특성과 깊은 연관이 있으며, 충격치가 증가할수록 천이가 지연되는 것으로 판단되었다. 이는 임계 압하 이상에서의 구상흑연주철의 adhesive wear rate은 마멸면의 항복강도에 따른 접합율의 차이보다는 마멸면에서의 균열 형성 및 전파의 용이도가 더욱 중요한 함수로 작용하기 때문으로 판단되었다.

후 기

본 연구는 1999년도 포항산업과학연구원의 연구비 지원에 의해 수행되었으며, 이에 감사드립니다. 또 본 연구의 수행에 많은 도움을 주신 생산기술연구원의 주조공정개발팀에 깊은 감사를 드립니다.

참고문헌

- [1] A. D. Sarka : Friction and Wear, Academic Press (1980), 5-28, 33-61, 64-92
- [2] S. C. Lim : Acta metall, 35 (1987) 1343
- [3] J. F. Archard : J. Appl. Phys. 24 (1953) 981
- [4] C. A. Queener : Wear, 8 (1965) 391
- [5] A. F. Spengler : The Ductile Iron Process, Miller and company (1982), 1-30 299-314
- [6] Erich Nechelberger : Gußeisenwerkstoff, Fachverlag Schiele & schün GmbH (1977) 29-32
- [7] H. Y. Yang : New metal science, Moonwoondang, Seoul, (1992) 305-348
- [8] GedaGuchi : Iron making and Steel making, 6 (1974) 1396
- [9] Charls F. Walton : Iron Castings Handbook, Iron Castings Society, Inc. (1981) 141, 325, 491-528
- [10] C. S. Kang : Foundry Engineering, Gaemoonsa, Seoul, (1985) 353
- [11] Keith D. Millis : Ductile Iron Data for Design Engineers, QIT-Fer et Titane Inc (1990), III
- [12] Jacques Lacaze : Met. Mat. Trans. A 28A (1997) 2015
- [13] M. Nili Ahamadabadi : Met. Trans. A, 25A (1994) 911
- [14] S. K. Tewari : Met. Trans. A, 16A (1985) 597
- [15] W. L. Bradley : Int. Met. Reviews 35 (1990) 129
- [16] S. C. Lim : Acta metall, 35 (1987) 7131
- [17] J. N. Lee : Foundry Engineering, Bosung Inc, Seoul, (1980) 293-297, 382-329
- [18] Jacques Lacaze : Met. Mat. Trans. A 28A (1997) 2015
- [19] S. K. Tewari : Met. Trans. A, 16A (1985) 597
- [20] W. C. Johnson : Met. Trans. A, 9A (1978) 219