

# 토사마모실험을 통한 고크롬철계 주조합금의 내마모성 평가.

김상호, 김기열, 이범주, 조정환, 박채규\*

대우중공업 중앙연구소 소재기술팀, \*대우중공업 건기본부 중장비담당

## The Estimate of Abrasion resistance of High chromium white cast irons by Dry sand/rubber wheel tester

S. H. KIM, K. Y. KIM, B. J. LEE, J. W. CHO, C. K. PARK\*

Deawoo Heavy Industries Ltd. Central R&D Division

\* Construction Equipment R&D Center

ABSTRACT : To apply the high chromium white cast irons for sliding parts of construction equipments, the wear characteristics of these alloys which have three kinds of microstructure(hypoeutectic, near-eutectic, hypereutectic) were investigated by dry sand/rubber wheel tester. Also, the effect of heat treatment was investigated for the same alloys. As result of the test, heat treatment have no effect on the wear characteristics. And, hypereutectic composition alloy has the highest wear resistance against  $\text{SiO}_2$ . Also after test, cracking was observed in eutectic and primary carbides of all materials tested. This phenomenon was important factor in the wear resistance.

### 1. 서론

건설중장비는 통상 굴삭기, 레미콘트럭, 콘크리트펌프트럭등을 말하며, 이들의 작업환경은 土砂와 밀접한 관계가 있다. 즉, 굴착작업을 한다든지, 레미콘을 작업현장으로 이송하는 일들은 건설중장비를 구성하는 금속재부품과 흙, 콘크리트, 혹은 자갈과의 상대운동에 의해 이루어진다. 이러한 형태의 상대운동에 의해서 발생하는 마모는 수분등에 의해 부식마모(Corrosion Wear)도 수반하기도 하지만, 주로 굽힘마모(Abrasion Wear)형태이며, 굽힘마모는 다른형태의 마모보다도 마멸량이 많아 부품에 극심한 손상을 초래하며 이에 따라

경제성, 자원활용성등에 문제시되고 있다.

또한, 현실적인면에서 건설중장비 부품은 일반적으로 매우 크기 때문에 마모로 못쓰게된 부품을 교환하기란 쉬운일이 아니며, 한번 교환을 위해서는 장시간이 소요되어 장비를 보유한 업체에서유지비용이 많이 든다.

이 문제를 해결할수 있는 방안은 한번 장착된 부품이 장비의 전체수명이 다할때 까지 사용되는 것이지만, 현실적으로 어렵다. 그래서, 가능한 장시간 사용할수 있는 부품, 즉, 교환주기가 긴 부품소재가 요구

되어진다. 이러한 요구에 부응하기 위해 오래전부터 많은 연구가 진행되어왔으며, 토사에 내마모성을 지닌 소재는 1950년대 이후 급격히 발전해왔다. 토사에 대한 내마모소재의 대표적인 것은 고크롬계, 텅스텐계를 들 수 있는데, 이들은 주물로 혹은 연강에 육성용접하는 형태로 사용되고 있다.

고크롬주철 소재는 많은량의 합금을 함유하기 때문에, 주물로 제작시 이들은 높은 내부응력으로 인하여 많은 미세크랙을 보유하게되어 내충격성을 요하는 부위에는 사용할수 없다는 단점이 있지만, 가장 용이하게 제작할수 있다는 장점 때문에 여전히 여러 산업분야에서 사용되어지고 있다. 최근에는 고크롬주철의 내충격성을 향상시키는 연구가 활발히 진행되고 있다.<sup>1)</sup> 용접봉을 육성하는 부품의 특정부위에 마모가 발생하여 보수하는 경우가 많으며, 경우에 따라서는 연강에 육성용접하여 사용한다. 이 경우 육성되는 소재가 비록 많은 내부크랙을 지니고 있음에도 불구하고, 연강에 의해 크랙전파를 방해함으로 안정적으로 사용되지만, 육성용접은 비용이 많이 든다는 단점이 있다. 최근에는 용접효율을 높이려는 노력이 진행되고 있다.

고크롬주철은 뛰어난 내마모특성 때문에 비록 인성이 낮아도 매우 매력적인 내마모소재이다. 본 실험은 내충격성을 요하지 않으면서 높은 내마모성을 요하는 건설중장비용 sliding부품에 고크롬주철을 적용하기 위해 미세조직을 달리하는 합금을 토사마모실험으로 내마모성을 평가하였고, 아울러 실차실험으로 고크롬주철의 내마모성을 일부 확인하였다.

## 2. 고크롬주철

고크롬주물이 높은 내마모성을 나타내는 것은 주로 소재내부에 존재하는  $M_7C_3$  형 carbide에 기인한다.<sup>2)</sup> 고크롬주물은 조직에 따라 크게 3가지 즉, 아공정(Hypoeutectic), 공정(Eutectic), 과공정(Hypereutectic)조직으로 나누어진다. 아공정조직은 응고과정에서 초정으로  $\gamma$  (primary austenite)가 정출되고, 나머지 액상이 공정반응(eutectic Reaction)으로  $\gamma$  와 carbide를 형성하여, 최종조직은 초정  $\gamma$  가 공정조직( $\gamma$  +carbide)의해 둘러싼 미세조직을 가진다.(Fig. 1-(c)) 과공정조직은 초정으로  $M_7C_3$  carbide가 정출되며 나머지 액상이 공정반응에 의해  $\gamma$  와 carbide를 형성하여 최종조직은 50~100 $\mu$ m의 조대한  $M_7C_3$  carbide가 공정조직과 함께 존재하게된다.(Fig. 1-(e)) Mn/Si, Cr/C의 비가 낮을 경우는 기지가 pearlite가 되기도하며, 열처리에 의해 martensite를 형성시킬수도 있다.

내마모성소재로써 고크롬주물은 그 동안 많은 연구가 진행되어 왔다. 주로,  $M_7C_3$  carbide, Matrix, 열처리로 형성된 제2상(secondary Phase), 응력의 형태, 경질입자(abrasive)등에 따른 내마모특성이 연구되어졌다. 연구자에 따라 다소 상이한 결과를 발표하였지만, 주된 내용은 저응력에서  $SiO_2$ 를 abrasive로 사용할 때, carbide의 량이 증가할수록 내마모성이 증가하다가 공정조직의 탄화물의 부피분율인 약 35% carbide함량부터는 오히려 내마모성이 감소하는 것으로 나타났으며, 이러한 현상은 primary carbide의 파괴로 인한 마모량증가로 설명하고 있다.  $Al_2O_3$ 를 abrasive로사용시는 carbide가 증가할수록 내마모성이 증가하는 것으로 발표하였다.<sup>3)</sup>

고응력상태에서는 아공정조직에서는 carbide량 증가에 따라 마모량이 변화가 적으며, 과공정에서는 내마모성이 증가하는 것으로 발표되었다.<sup>4)</sup> 모재가 pearlite인 경우 내마모성이 가장 낮으며, austenite와 martensite인 경우는 소재에 따라, 10~25%까지 내마모성이 향상되는 것으로 발표된바 있다. 또한, 과정정조직보다는 아공정조직의 파괴인성이 높은 것으로 알려져 있다.

### 3. 실험

#### 3-1. 내마모성 소재의 선정.

실험에 사용된 내마모성소재는 크게 세 종류로 구분된다. 이번시험의 목적에 해당하는 고크롬주철, 응력유기변태(stress induced transformation)로 고인성과 내마모성을 함께지닌 고망간주강, 고크롬계보다 높은 내마모성을 지닌 것으로 알려진 텅스텐계 용접봉으로 육성한 재료등이다. 각시편의 조성을 표. 1에 나타내었다.

고크롬주철은 3종류로 각각 조직을 아공정, 과공정 그리고 공정에 가까운 조직을 가지는 주철로 선정하였으며, 육성용접시편은 텅스텐만 포함한것과 텅스텐과 크롬을 함께 다량 포함된 용접재시편을 선택하였다. 이들의 현미경조직을 Fig. 1에 나타내었다.

#### 3-2 토사마모실험

선정된 시편의 토사에 대한 내마모성을 평가하기 위해 당사에서 보유하고 있는 토사마모시험기(ASTM G65)를 사용하였다. Fig. 2는 토사마모시험기의 개략도로, 시험장치는 크게 3부분으로 구분된다. 먼저, 회전하는 rubber wheel부분, 시편을 장착하여 일정하중으로 압착시키는 하중

부, 건조된 모래를 회전하는 휠과 압착된 시편사이에 공급하는 분사노즐부이다. 토사마모시험기는 저응력 굽힘마모(low stress abrasive wear)에 대한 소재의 내마모성을 평가하기 위한 시험기다.

#### 3-2-1 시편의 준비

시편은 가로, 세로 25.4x76.2mm인 직사각형판으로 두께는 3~13mm까지 사용할수 있으며, rubber wheel의 반경은 228.6mm로 steel wheel에 12.5mm의 Chlorobutyl rubber를 붙여서 사용하였다. 이때 rubber의 경도는 Durometer A scale 60수준으로 하였다. 사용되는 모래는 호주사 E grade로써 Si함량이 99%이상이며 주물사 입도규격 AFS60을 사용하였으며, 이때, 모래의 평균입경은 300 $\mu$ m이고, 모래분사량은 210 $\pm$ 10g/min로 하였다.

#### 3-2-2 시험방법

토사마모실험은 rubber wheel rpm을 200 $\pm$ 5로 일정하게 하였고, 접촉하중에 따른 마모량 변화를 고찰하기 위해 5, 15, 25kgf로 하였으며, 마찰거리는 시편에 따라 4.3, 14.3km로 하였다. 마모량평가 시험전후 무게변화량을 10<sup>3</sup>까지 측정하여 시편의 밀도로 나누어 부피변화량으로 평가하였으며(식 1), 각 실험은 3회씩 실시하여 평균값으로 하였다. 실험전 모래에 있는 수분을 제거하기위해 Hopper내에 히터를 장착하였으며, 실험중 시편의 온도가 100 $^{\circ}$ C를 초과하지 않도록 하였다.

$$\text{마모부피(mm)} = \frac{\text{시험전후무게변화량}}{\text{밀도}} \times 1000 - \text{식1}$$

#### 3-2-3 시험결과

각시편의 토사마모실험한 결과를 Fig. 3

에 나타내었다. 실험은 하중을 15kgf로 하여 6,000Rev(회주거리=4.3km)한 결과이다.

실험결과 W계 용접봉으로 육성된 시편(HF I, II)이 가장 내마모성이 뛰어나며, 다음으로 고크롬주철(HCR I, II, III, IV)이고, 고망간주강(HMN)이 가장 내마모성이 떨어지는 것으로 나타났다. W계로 육성한 시편중에도 특히, W과 Cr이 함께 성분원으로 포함된 HF II에서 마모량이 적은 것으로 나타났다. 이러한 결과는 최근의 복탄화물을 형성시켜 내마모성을 향상시켰다는 결과와도 일치한다.<sup>5)</sup>

HMN가 내마모성이 가장 낮은 것으로 나타난 것은 시험기의 문제라 판단된다. 즉 HMN은 응력유기변태에 의해 금속표면이 경화되어 내마모특성을 발휘하게 되는데 표면이 경화되기 위해서는 일정량 이상의 충격이 가해져야하지만, 본 시험에 사용된 실험기는 시편에 충격보다는 sliding에 의한 마모모드를 가지므로 내마모성이 낮을 것으로 추정된다.

고크롬주철에서는 조직상 pearlite가 존재하는 HCR IV에서 마모가 가장 많이 발생하였다. HCR I, II, III에서는 과공정조직을 가지는 HCR III의 내마모성이 가장 뛰어난 것으로 나타났으며, 다음으로 공정조직과 아공정조직의 HCR I, HCR II 순으로 마모량이 증가하였지만, 공정과 아공정조직의 마모량차이는 매우적이다.

Fig. 4는 하중을 5, 15, 25kgf로 달리하여 실험한 결과를 나타내었다. 실험하중이 증가할수록 마모량은 거의 직선적으로 증가하는 양상을 보이고 있지만, 내마모성이 뛰어난 HF I은 25kgf에서 급격히 마모량이 증가하는 양상을 보이고 있다. HF I의 하중에 따른 마모량을 다시 Fig. 5에 나타내었다. 이러한 원인을 조사하기 위해 마

모시험이 끝난 시편의 단면을 절단하여 관찰하였다.(Fig. 6) 관찰결과 25kgf에서 마모실험을 하면 마찰면 하부 약 50 $\mu$ m에서 많은 량의 크랙이 발생하는 것을 관찰할 수 있었다. 이것은 HF I이 토사마모시험과정에서 피로에 의한 크랙이 발생하는 것으로 판단된다. 즉, HF I은 저하중에서의 뛰어난 내마모성을 나타내지만, 고하중에서는 피로에 의해 급격한 마모가 발생하는 것으로 나타났다.

#### 3-2-4 마찰면 관찰

토사마모실험이 끝난 시편의 마찰면을 SEM으로 관찰하였다.(Fig. 7)

HMN에서는 마찰면에 3~4 $\mu$ m의 뚜렷한 마모흔적(groove)이 있으며, abrasive가 아무런 저항을 받지 않고 마모를 일으켰음을 보여준다.

HF II에서는 기지내 작은 groove가 있지만, 전면에 carbide의 돌출이 없이 균일한 마모면을 보이고 있으며, 탄화물에 크랙은 발견되지 않는다.

HCR I의 경우  $\gamma$ 가 깊게 파여있으며 공정탄화물이 존재하는 곳은 돌출되어 있다. 또한,  $\gamma$ 주위에만 있던 공정탄화물이 마찰면 전지역에 걸쳐 균일하게 분포하고 있으며, 탄화물주위의  $\gamma$ 는 탄화물과 함께 돌출되어 있다. 즉, 경도가 낮은  $\gamma$ 에서 우선적으로 마모가 발생하면 상대적으로 경도가 높은 carbide가 마찰면에 돌출되어 전마찰하중을 담당하게 되므로, carbide에 응력집중이 발생하고 따라서 carbide에 크랙이 발생하며, 깨어진 작은 carbide가 마찰면에 균일하게 분포된 것으로 추정된다.

HCR II에서도  $\gamma$ 가 우선 마모되어 carbide가 돌출되어 있으며, carbide에서 많은 크랙들이 발견된다.

HCRⅢ에서 역시 carbide가 돌출되어 있지만, HRC I,Ⅱ보다는 돌출된 정도가 심하지 않다. 이러한 것은 carbide의 양이 많기 때문에 abrasive(SiO<sub>2</sub>)가 기지상인  $\gamma$ 를 공격하지 못했기 때문이라 판단된다. primary carbide에서도 spalling현상이 뚜렷하게 나타나며, 공정탄화물에서도 크랙이 발견된다.

### 3-2-5 열처리후 마모실험

High Cr Cast Iron의 각 조직에서 열처리시 내마모성을 고찰하기위해 HCR I,Ⅱ,Ⅲ에 대하여 열처리를 실시하여 마모실험을 실시하였다. 열처리는 1,000℃에서 2시간 유지후 공냉하였으며, tempering은 200℃에서 2시간 하였다. 열처리후 조직을 Fig. 8에 나타내었다. High Cr Cast Iron을 열처리하면 기지조직이 Martensite로 변태하며 기지내 미세탄화물이 석출한다. 그러나, 열처리후 HCR I에서는 기지가 martensite로 변태하지 않고  $\gamma$ 로 존재하였다. 이것은 HCR I의 경우, Cr함량이 C함량에 비해 높아 열처리 후에도 기지의 Cr함량이 높기 때문이라 판단된다. 반면, HCRⅡ,Ⅲ는 기지가  $\gamma$ 에서 martensite로 변태하였다. HCRⅡ,Ⅲ의 조직변태는 2차 탄화물의 석출로 인하여 기지내 C와 Cr의 함량이 감소하고 따라서 Ms점은 높아졌기 때문이라 판단된다. HCR I,Ⅱ,Ⅲ모두에서 약 3 $\mu$ m의 구상 탄화물이 석출하였다. 표. 2에 열처리전후 경도변화와 탄화물의 부피분율을 표시하였다.

열처리한 시편에 대하여 토사마모실험을 실시하였다. 마모실험은 열처리전후 차별성을 뚜렷이 하기위해 활주거리를 14.3 km, 하중은 15kgf하였으며, 실험한 결과를 Fig. 9에 나타내었다.

마모실험결과 HCR I은 열처리후 마모량이 오히려 증가하였으며, HCRⅡ는 열처리전후 영향이 없으며, HCRⅢ는 열처리후 마모량이 감소하는 것으로 나타났다. 하지만 열처리 전후 마모량 변화의 폭은 크지 않아 열처리의 영향은 별로 없는 것으로 나타났다.

마모시험후 마찰면을 관찰하였지만, 열처리전의 마찰면과 차이를 발견할수 없었다.

## 4. 고찰

High Mn Casting Steel(HMN)은 High Cr Cast Iron에 비해 2.2~4.5배, W계 육성용접재의 4.5~8.0배 정도 마모량이 많은 것은 충격이 없는 토사의 Sliding마모에서 HMN은 표면경화가 발생할수 없다는 것을 의미하며, 실험후 마찰면을 관찰한 결과에도 아무런 저항없이 마모가 발생하였음을 이를 반증한다.

W계 육성용접재가 내마모성이 가장 뛰어난 것으로 나타났으며, 특히, W과 함께 Cr을 함유한 HFⅡ의 경우 조대한 탄화물(white)과 기지조직내의 미세 탄화물이 같은 속도로 마모되어 탄화물의 돌출없이 마모가 진행되었다. 즉, 뛰어난 내마모성을 확보하기 위해서는 전체가 균일한 마찰하중을 담당하여 돌출없이 균일마모가 발생해야하는 것으로 판단된다.

High Cr Cast Iron(HCR)의 경우에 있어서 아공정조직과 공정조직에서 마모량이 비슷하게 나타났는데, 이러한 실험결과는 아공정조직에서 CVF의 증가에 따라 마모량이 수%증가한다는 Muscara의 실험결과와는 일치하지만, CVF증가에 따라 마모량이 감소한다는 Fulcher의 실험결과와는 다른 양상을 한다. Fulcher는 아공정에

서 공정으로 갈수록 즉, 탄화물이 증가할수록 내마모성이 증가한다고 하였다. 이처럼 아공정에서 공정조직으로 갈수록 carbide의 양이 증가함에도 불구하고, 비슷한 마모량을 나타내는 것은 마모시 기지내의 65%를 차지하는 austenite의 우선적인 마모로 인하여 공정탄화물(eutectic carbide)이 기지내에서 견디지 못하고 쉽게 spalling되어 경질상으로 내마모에 큰 역할을 못하기 때문이라 판단된다. 경우에 따라서는 CVF가 높은 합금에서 오히려 마모량이 증가할수도 있을 것이다. Fig. 4의 HCR I 과 HCR II의 25kgf에서의 실험 결과는 이같은 설명을 확인시켜준다. 공정탄화물에서 쉽게 크랙이 발생한다면 탄화물이 일정량 증가하여도 내마모성의 개선 효과는 없는 것으로 판단된다. 또한, 본 실험에 사용된 시편의 아공정조직에서는 Dendrite Arm Space가 약 25 $\mu$ m으로 균일하게 분포하며 따라서 carbide도 균일하게 분포하는 반면, 공정조직에서는 carbide가 조대하며 carbide사이에 간격이 균일하지 않기 때문에 상대적으로 경도가 낮은 austenite가 집중적으로 있는 곳에서 마모가 우선적으로 발생하여 다른곳에서의 마모를 촉진하는 것으로 판단된다.(Fig. 1-(c), (d)) 즉, carbide량 증가에 따라 내마모성이 향상되기 위해서는 carbide가 균일하게 분포해야 할것으로 판단된다

Fulcher의 실험에 의하면 과공정조직은 공정조직보다 내마모성이 조금 낮으며, 이러한 현상은 조대한 primary carbide의 spalling때문이라 설명하였다. 하지만, 본 실험에서는 primary carbide에서 spalling이 발생하였음에도 불구하고, 과공정조직의 내마모성이 공정조직보다 70%이상 높은 것으로 나타났다. 실제, 본 실험에 사용

된 High Cr Cast Iron(HCR)에서는 공정탄화물과 초정탄화물 모두에서 심한 spalling이 발생하였다. 따라서, carbide의 spalling으로 설명한다는 것은 무리가 있는 것으로 판단된다. High Cr Cast Iron에서 마모현상은 carbide와 austenite는 상호 보완작용을 하는 것으로 설명이 가능하다. 즉, austenite가 우선적으로 마모되면 carbide는 마찰면에서 돌출될것이고, 돌출된 carbide에서는 집중응력이 작용하지만, 기지인 austenite의 마모로 인하여 carbide는 견디지 못하고 Crack이 발생하게되며, 다시 austenite가 마모되는 것이 반복되게 된다. 따라서, 내마모성을 확보하기 위해서는 austenite의 마모가 없어야하지만, 상대적으로 경도가 낮은 austenite는 우선적으로 마모될수밖에 없다. 그러므로 austenite의 마모가 적게되게하기 위해서는 carbide의 간격이 좁게하여 abrasive공격을 받지않게 해야한다. 과공정조직에서 마모가 적은 것은 이것으로 설명이 가능할 것이다.(Fig. 1-(e))

High Cr Cast Iron(HCR)을 열처리하여 내마모성에 영향을 미치지 못하는 것은 앞선 언급한 바와 같이 carbide가 내마모성을 확보하는 main factor이기 때문에 carbide의 spalling이 발생하면 기지조직의 변화는 미미한 것으로 판단된다.

## 5. 실차테스트

High Cr Cast Iron(HCR)으로 부품을 제작하여 실차Test를 실시하였다. 실차 Test결과 아공정조직의 HCR I에서는 마모가 다량 발생하여 사용이 불가하였으며, HCR II와 HCR III에서는 양호한 내마모성을 나타내었으며, 특히, 과공정조직의 HCR III은 HCR II보다 약 1.5배의 내마모

성을 나타내었다.

토사마모실험결과가 실차테스트결과와 다소 차이가 발생하는 것은 토사마모실험 자체가 실제조건을 완전히 반영하지 못하였기 때문이라 판단된다. 즉, 토사마모실험은 저응력급힘마모를 평가하는 수단이지만, 실조건은 일부 고응력조건도 포함하는 것이라 판단된다.

## 6. 결 론

고크롬 내마모주철재로 건설중장비의 sliding되는 부품을 개발하기위해 토사마모실험과 실차테스트한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 토사마모실험결과 아공정조직과 공정조직은 비슷한 내마모성을 가지며, 과공정조직에서 가장 뛰어난 내마모성을 나타내었다.

(2) 토사마모실험후 과공정의 primary carbide뿐만 아니라, 모든조직의 eutectic carbide에서도 크랙이 발생하였다.

(3) 고크롬주철재에서 내마모특성의 main Factor는  $\gamma$ 를 보호할수 있는 carbide의 분포인 것으로 판단된다.

(4) 고크롬주철재에서 열처리하는 내마모성에 큰 영향을 미치지 않는 것으로 나타났다.

(5) 실차 실험결과와 토사마모실험결과의 일부 불일치는 토사마모실험이 실제조건을 완전히 반영하지 못하기 때문이라 판단된다.

## 7. 참고문헌

1) K. H. Zum Gahr, William. G. Scholz. "Fracture Toughness of white cast irons". Journal of Metal. October, 1980.

2) H. S Avery, Work hardening in relation to abrasion resistance., Proc. Symp. on materials for the Mining Industry., Climax Molybdenum Company. 1974., pp43~77.

3) J. K. Fulcher, T. H. Kosel, N. F. Flore. The Effect of Carbide volume fraction on the Low stress abrasion resistance of the High Cr-Mo white irons. Wear 1982, pp313~325.

4) J. Muscara, A metallurgical study of high stress abrasion., Ph. D, Dissertation, University of Michigan, October, 1971.

5) 백응률 : "고크롬 육성합금의 급힘마모 및 파괴인성" PhD Thesis, 포항공대 (1997)

표. 1 시편의 화학적 조성

| Alloy  | C    | W    | Cr   | Mn   | Si   | Ni   | Mo   |
|--------|------|------|------|------|------|------|------|
| HMN    | 1.34 |      | 2.68 | 14.4 | 0.29 | 0.26 | 0.01 |
| HF I   |      | 27.5 |      | 3.36 |      |      |      |
| HF II  |      | 37.6 | 11.4 |      |      |      |      |
| HC I   | 1.76 |      | 28.0 | 1.32 | 2.17 | 2.29 | 0.10 |
| HC II  | 3.64 |      | 16.0 | 0.88 | 1.54 | 1.64 | 0.14 |
| HC III | 3.72 |      | 24.0 | 0.22 | 1.23 | 0.06 | 1.15 |
| HC IV  | 2.05 |      | 13.8 | 1.16 | 1.26 | 0.11 | 1.09 |

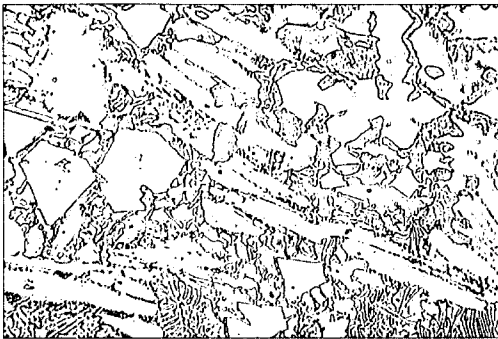


Fig. 1-(a) HF I의 미세조직(X200)

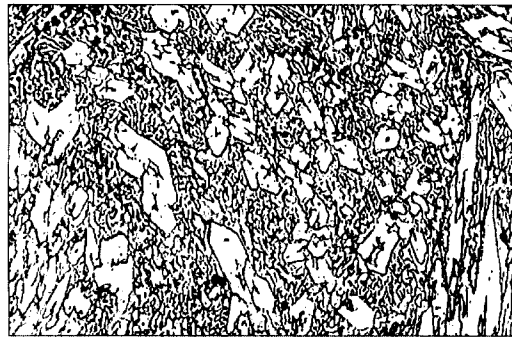


Fig. 1-(e) HC III의 미세조직(X200)

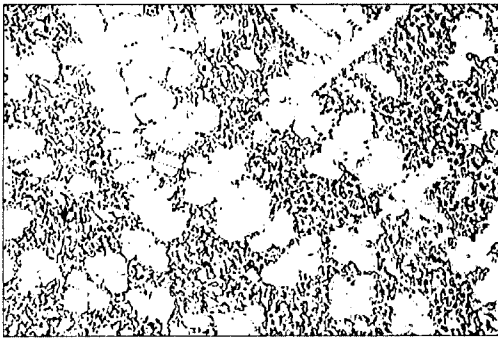


Fig. 1-(b) HF II의 미세조직(X500)

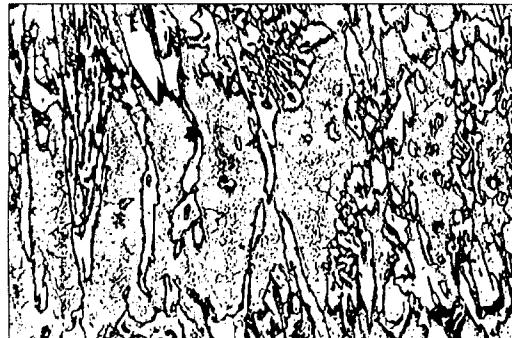


Fig. 1-(d) HC II의 미세조직(X200)

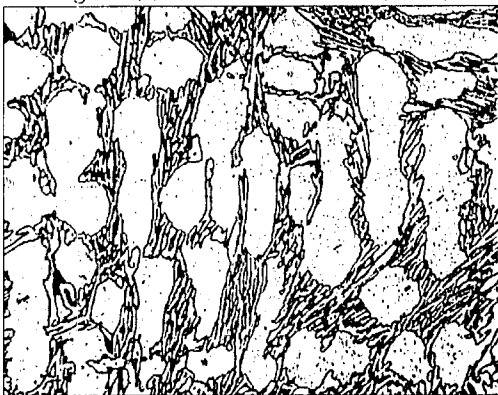


Fig.1-(c) HC I 미세 조직(X200)

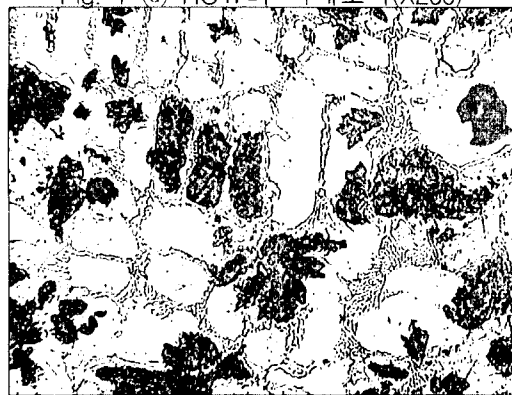


Fig.1-(f) HC IV의 미세조직(X200)



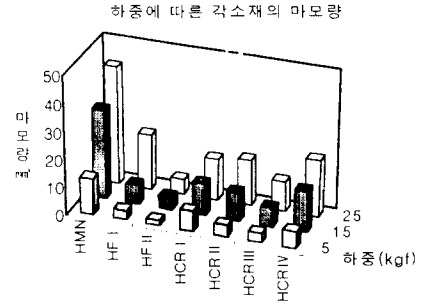
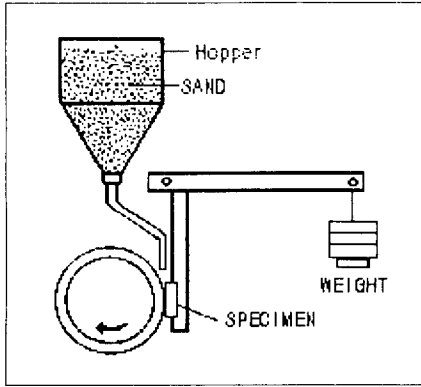


Fig. 4 하중에 따른 토사마모시험결과 (활주거리=4.3km)

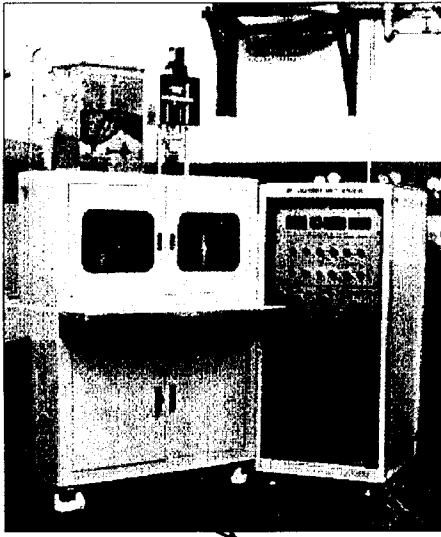


Fig. 2 토사마모시험기의 개략도

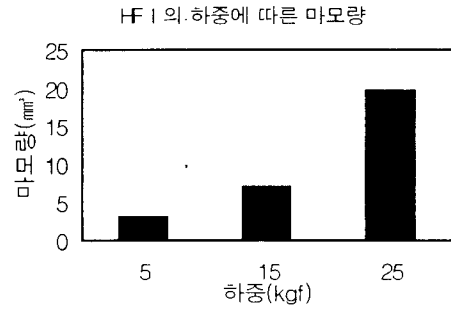


Fig. 5 HF I의 하중에 따른 마모량. (활주거리=4.3km)

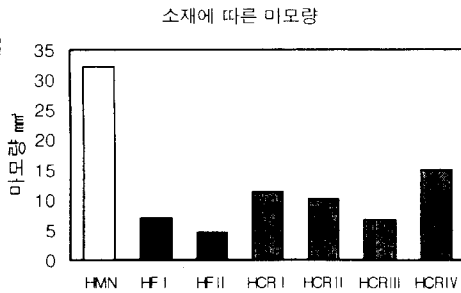


Fig. 3 각시편의 토사마모시험결과 (활주거리=4.3km, 하중=15kgf)

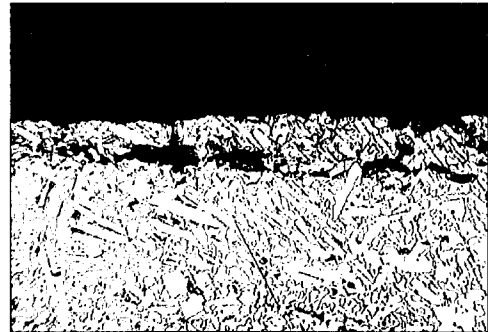


Fig. 6 HF I 마찰면의 단면(X200)

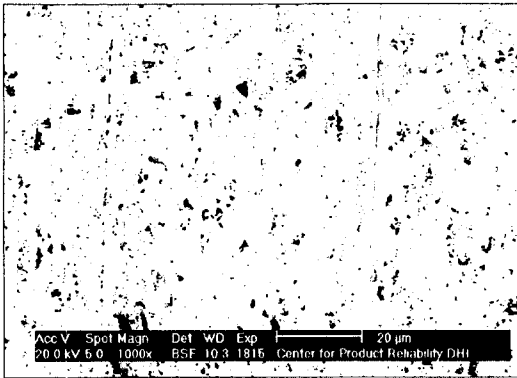


Fig. 7-(a) HMN의 마찰면(하중=25kgf)

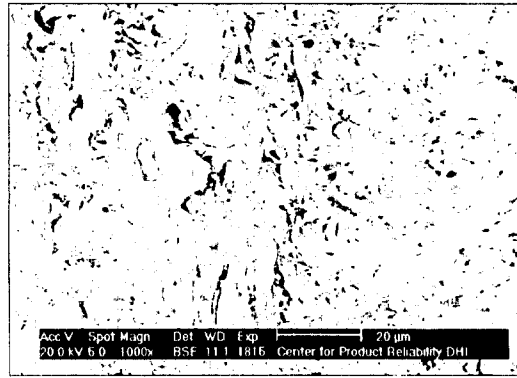


Fig. 7-(d) HCR II의 마찰면(하중=25kgf)

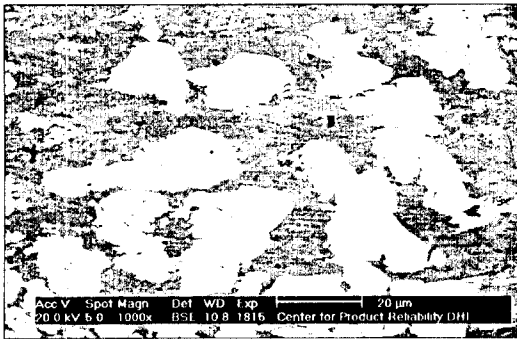


Fig. 7-(b) HF II의 마찰면(하중=25kgf)

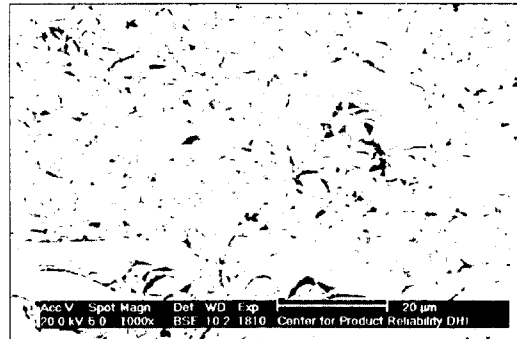


Fig. 7-(e) HCR III의 마찰면(하중=25kgf)

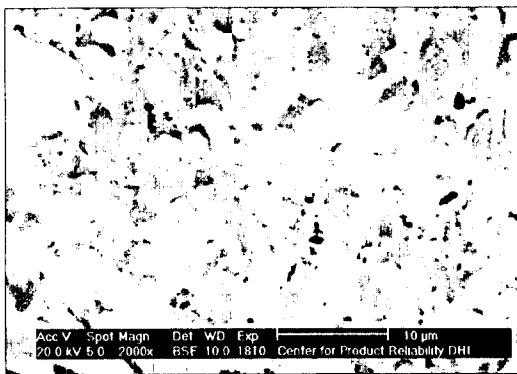


Fig. 7-(c) HCR I의 마찰면(하중=25kgf)

표. 2 열처리전후 경도변화 및 탄화물량

| Alloy   | As-cast | Heat Treatment | CVF(%) |
|---------|---------|----------------|--------|
| HF I    | 54.0    | -              | -      |
| HF II   | 63.8    | -              | -      |
| HCr I   | 44.0    | 54.5           | 21     |
| HCr II  | 48.9    | 59.0           | 38     |
| HCr III | 59.6    | 64.0           | 44     |
| HCr IV  | 49.2    | -              | 18     |

※ CVF(Carbide Volume Fraction)



Fig. 8-(a) HC I 의 열처리조직(X1500)

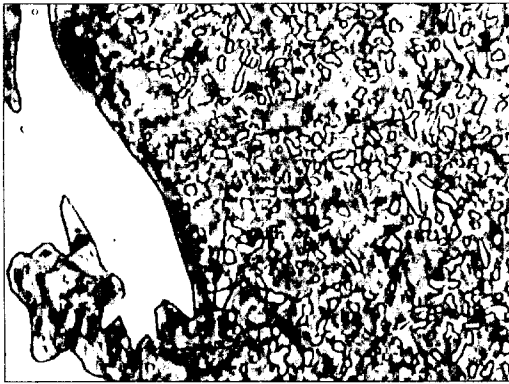


Fig. 8-(b) HC II 의 열처리조직(X1500)



Fig. 8-(c) HC III 의 열처리조직(X1500)

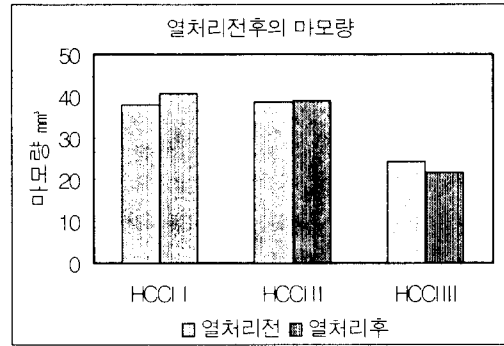


Fig. 9 열처리전후 마모량의 변화.(Sliding distance= 14.3km, load= 15kgf)