

# 고크롬합금주철의 조직과 마모

산기연 김철희

## 1. 머릿말

최근 기계요소의 설계에 있어 고부하화 및 고효율화에 대한 요구가 가일층 증가되면서, 이에 따른 마찰습동재가 감당해야 하는 조건들도 더욱 가혹해져가고 있다. 본 연구에서는 합금주철의 조직중에 응고되어있는 경질 탄화물의 기하학적 형상과 매트릭스가 윤활하에서의 미끄럼마모에 미치는 영향을 조사하였다.

합금주철은 예를들어, 유압펌프·모터의 고출력밀도화를 향상시키기 위한 내마모성 습동재로서의 응용이 기대되어지고 있어 그 마모메카니즘의 규명과 이에 바탕을 둔 내마모성 합금주철의 설계가 필요하다.

크롬의 첨가량을 1~27%의 범위 내에서 단계적으로 조정하여 정밀주조와 열처리에 의해 가공한 조직이 서로 다른 5종의 크롬합금주철에 대해 조직의 화상처리를 행하여 조직을 정량화하는 형상인자를 분석하였다. 이들 각 조직을 반영하는 형상인자와 마모실험에서 얻은 정상마모영역에서의 마모율과의 상관관을 구하였다.

한편, 마모흔, 마찰표면내부 및 마모분에 대한 SEM관찰을 통하여 지배적인 마모의 메커니즘을 밝히고자 시도 하였다. 피로파괴에 의한 마모와 단섬유탄화물에 의해 강화되는 복합재료의 파괴의 관점에서 합금주철의 조직의 미세화와 단섬유탄화물의 일방향성 배향에 의한 파괴인성치에 대한 영향을 조사하였다.

본 연구에서는 재료의 미세조직을 공통항으로 하여 미끄럼윤활에서의 마모현상과 피로파괴현상과의 상관관계를 분명히 하고자 시도하였다.

## 2. 실험

### 2.1 시료의 주조와 열처리

첨가Cr의 양을 1% 에서 27%의 범위내에서 단계적으로 증감하여, 미세조직이 서로다른 5종의 시험편(링 및 로울러)을 정밀주조에 의해 주조한 후 열처리를 실시하였다. 시험편의 화학적조성 및 열처리의 상세사항을 표1에, 미세조직과 경도의 측정치를 표2

에 각각 나타낸다.

### 2.2 미세조직에 대한 화상처리

그림1에 4종의 고합금주철에 대한 미세조직을 나타내며, 이들 조직의 정량화를 위해 화상처리기법으로 분석한 대표적인 기하학적 인자들의 해석결과를 표3에 나타낸다.

### 2.3 마찰마모시험

그림2에 마찰마모시험에 이용한 링/로울러식(Ring-on-Rollers Type)마모시험편어셈블리를, 표4에 시험조건을 각각 나타낸다.

## 3. 마찰마모실험결과

총 25쌍의 마찰그룹에 대하여 미끄럼거리에 따른 마찰계수 및 마모량의 추이의 대표예를 그림3, 4에 각각 나타낸다. 그림 3(a), 4(a)는 링시험편에 저, 고합금주철을 짝으로 한 경우이며, 3(b), 4(b)는 링에 고합금주철(CA27), 로울러에 저, 고합금주철을 짝으로 한 경우에서의 마찰계수 및 마모량의 변화를 나타낸다.

한편, 마찰상대재료로 인한 마모의 영향을 나타낸 것이 그림5로서, 그림에서의 비마모량은 로울러에 대한 정상상태영역에서의 마모를 나타낸다.

그림 6은 경도와 탄화물함유량이 거의 동일한 4종류의 고크롬주철에 대하여 조직의 화상처리를 통해 얻은 형상인자들과 마모와의 상관관을 구한 결과이다.

## 4. 마모분의 형상과 마찰표면의 관찰

### 4.1 마모분

그림7에 마모분의 크기를 나타낸다. 마모분의 관찰은 밀리포어필터로 마모분을 수집하여 현미경과 SEM관찰 및 화상처리해석을 행하였다.

### 4.2 마찰표면

그림8에 각종 합금주철의 마찰면하부의 파괴형상을 나타낸다. 우선, 탄화물의 파괴는 마모의 비교적 초기단계에서 탄화물의 표면으로 부터 발생하는 크랙에 그 특징이 있다. 이

탄화물상에 발생한 크랙은 미끄럼방향과 같은 방향으로 탄화물상내로 전파되어간다. 탄화물상에서의 크랙의 전파속도는 매트릭스에 의해 지지되고 있는 동안에는 얼마쯤 완화되지만, 매트릭스가 먼저 파괴되어 탄화물상이 표면으로 돌출하게 되면 급속히 전파하여 파단된다.

한편, 탄화물상과 매트릭스상의 경계에 있어서의 파괴는 계면에서 약간 떨어진 매트릭스상의 표면 내지는 표면층내부에서 크랙이 발생하여 그것이 매트릭스상의 내부로 전파되어간다.

매트릭스상의 파괴는 계면근방에 발생한 크랙이 내부의 크랙과 연결되어 큰 크랙으로 성장한다. 크랙의 진전경로에 다른 작은 탄화물이 존재하면 그것을 피해 우회하여 주변의 크랙과 연결되어 성장, 전파한다.

## 5. 고찰

### 5.1 마모의 미케니즘

그림9에 마찰표면의 마모흔, 마찰표면내부층에서의 파괴형태, 마모분의 관찰결과로부터 도출한 마모의 미케니즘을 나타낸다.

### 5.2 마모와 조직과 피로파괴

일방향성용공 공정합금주철은 일종의 in-situ 복합재료인 것으로 알려져 있기 때문에, 이러한 단섬유탄화물에 의해 강화되는 복합재료의 미세조직이 파괴에 미치는 영향을 조사하여 마모와의 상관관계를 살핀것이 그림10이다.

## 6. 결론

ㄱ) 저크롬주철/고크롬주철의 마찰그룹에 있어서의 저크롬주철의 마모는 경도에 의한 영향이 현저하며, 크롬탄화물에 의한 어브레시브마모가 주체적으로 된다.

ㄴ) 일정한 탄화물체적율과 경도의 조건하에서의 고크롬주철의 윤활미끄럼마모는, 조직중의 탄화물의 형상인자들과 상관이 있어, 탄화물의 등가치름이 작으면 작을 수록, 탄화물간의 간격이 짧으면 짧을 수록 또한 탄화물의 에스펙트비가 크면 클수록 마모율은 저하한다.

ㄷ) 마찰면의 상태와 마찰내부단면 및 마모분의 관찰을 통하여 고크

롬주철의 마모에는 어브레시브마모와 피로마모의 양자가 상호관여하지만 피로파괴마모가 보다 지배적으로 작용한다.

ㄹ) 고크롬주철의 윤활미끄럼마모는 주로 피로파괴에 의해 발생하며, 그 피로파괴는 경질탄화물과 매트릭스상 및 그 계면근방으로부터의 크랙의 발생, 전파에 의해 진전하여 최종적으로 그것이 마모분으로서 탈락한다.

ㄴ) 합금주철의 내마모성과 재료의 파괴인성과는 상관이 있다. 즉, 마모율과  $K_{IC}$ 는 탄화물의 형상인자들에 대하여 역의 관계에 있으며, 마모율은  $K_{IC}$ 가 큰 조직일수록 적다. 그 이유로서는 조직의 미세화와 마찰면에 대하여 수직의 배향구조를 갖는 탄화물의 이방성에 의해 재료의 파괴인성이 증가되고, 이로인한 피로에 의한 파괴가 감소된 결과 마모가 줄어든 것으로 보여지기 때문이다.

## 참고문헌

1. 金, 木村:일본 트라이볼로지학회 名古屋會議 豫稿集, pp. 519, 1993.
2. Kano, M., Kimura, Y.: Quantitative analysis of cam follower wear in relation to various material properties, Wear, Vol. 162-164, pp. 897, 1993.
3. Hull, D.: An introduction to composite materials, 宮入, 池上, 金原 共譯, 復合材料入門, 培風館, pp. 182, 1983.
4. Beaumont, P. W. R.: A fracture mechanics approach to failure in fibrous composites, J. of Adhesion, Vol. 6, pp. 107, 1974.
5. Tetelman, A. S.: Fracture properties in fiber composite materials, Composite Materials: Testing and Design, STP 460, pp. 473, 1969.
6. Fine, M. E., Ritchie, R. O.: Fatigue - crack initiation and near-threshold crack growth, Fatigue and Microstructure, ASM, pp. 245, 1979.
7. Starke, E. A. Jr., Lutjering, G.: Cyclic plastic deformation and microstructure, Fatigue and Microstructure, ASM, pp. 205, 1979.

**Table 1. Composition and heat treatment of white cast irons**

Material	Composition (wt. %)							Heat treatment		
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	
CA01	3.36	2.10	0.77	0.22	0.019	-	0.70	0.20	-	Chilled D.O.C. >4mm
CA13	3.27	1.55	0.62	0.04	0.01	0.51	12.70	-	-	Quenched and Tempered
CA18	3.34	1.52	0.08	0.04	0.01	0.55	17.32	-	-	Quenched and Tempered
CA18A	3.41	1.33	0.57	0.05	0.01	0.48	18.14	0.81	4.63	Quenched and Tempered
CA27	2.97	0.45	0.45	0.04	0.01	0.36	26.50	-	-	As-cast

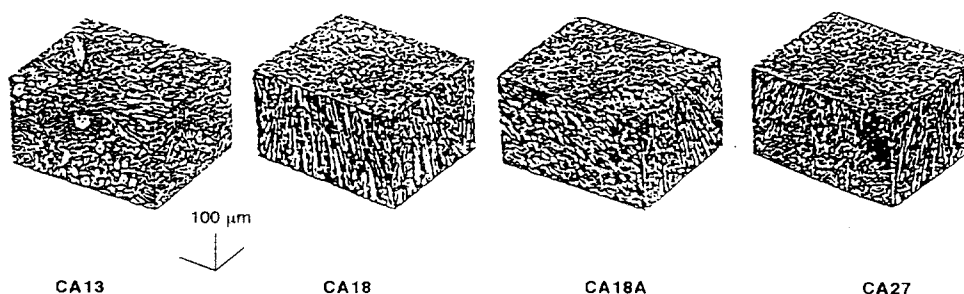


Fig. 1. Microstructures of 4 high chromium white cast irons.

**Table 2. Microstructures and hardness of white cast irons**

Material	Microstructure		Hardness(HV) *		Hardness (HRC)
	Carbides	Matrix	Carbides(Hc)	Matrix(Hm)	
CA01	M <sub>3</sub> C	Austenite	1060 - 1240	240 - 425	48.2
CA13	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Martensite	1500 - 1800	770 - 800	63.8
CA18	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Martensite	1500 - 1800	770 - 800	62.2
CA18A	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Martensite	1500 - 1800	770 - 800	63.3
	M <sub>6</sub> C		1500 - 2400		
CA27	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Austenite	1500 - 1800	350 - 400	56.0

\* : from *Metals Handbook 9th Edition* of ASM, Vol. 1, 1978.

**Table 3. Image process analysis of microstructures**

Material	Shape Factors				Heywood's Diameter (μm)	Pythagorean's Max length (μm)	Intercarbide Distance λ(mm)	CVF %	Number of carbides	Length (μm)
	SF1	SF2	SF3	SF4						
CA01	2.81	3.56	13.44	52.60	7.66	14.9	6.28	70.0	370	25.74
CA13	0.34	1.49	16.36	50.53	9.98	16.0	79.83	29.05	303	40.81
CA18	0.44	1.79	20.52	63.29	8.68	21.43	41.40	29.58	238	44.53
CA18A	0.29	1.45	14.84	48.76	8.71	14.52	24.95	27.30	343	32.31
CA27	0.57	1.45	23.14	49.17	7.45	20.60	21.96	29.79	309	43.10

Note: Spheroidicity SF1 =  $\pi(\text{Max. Length})^2/4\text{Area}$ , Compactness SF2 =  $(\text{Perimeter})^2/4\pi\text{Area}$ , Aspect ratio SF3 =  $2\text{Length}/\text{Diameter}$ , Orientation angle (degree) =  $\text{atan}(Fy/Fx)$ , Heywood diameter =  $(4\text{Area}/\pi)^{1/2}$ , Pythagorean's Max. Length =  $(x^2+y^2)^{1/2}$

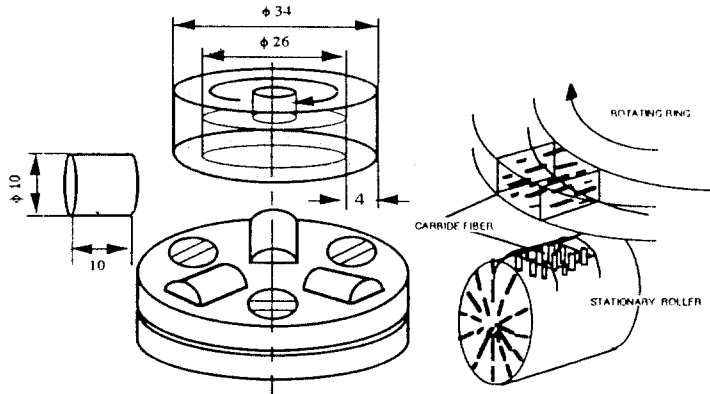


Fig. 2. Schematic of wear test assembly (one-ring and three-rollers type)

Table 4. Test conditions

Load	784 N
Velocity	$785 \times 10^{-3}$ m/s
Temperature	40 °C
Lubricant	Antiwear hydraulic fluid VG 46
Sliding distance	8500 m

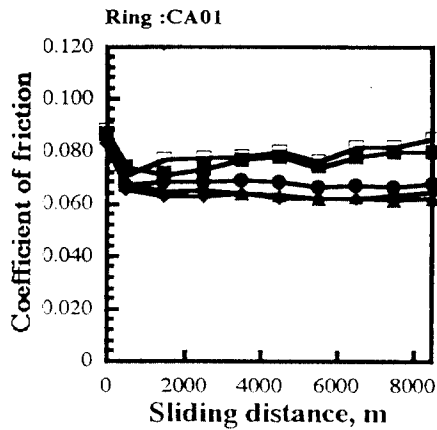


Fig. 3(a). The variation of coefficient of friction with sliding distance (in the case of CA01 ring)

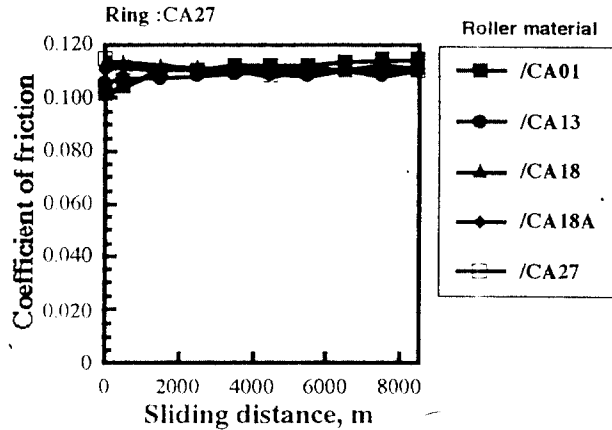


Fig. 3(b). The variation of coefficient of friction with sliding distance (in the case of CA27 ring)

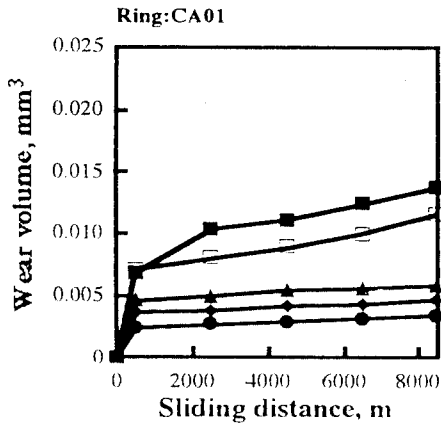


Fig. 4(a). Wear volume vs. sliding distance (in the case of CA01 ring)

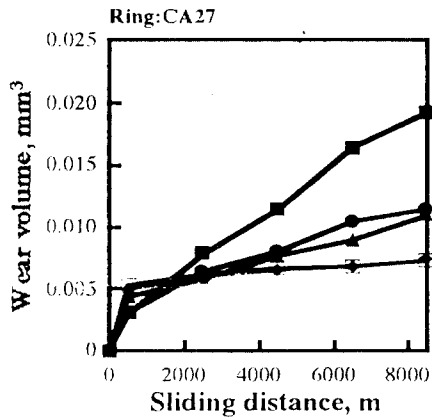


Fig. 4(b). Wear volume vs. sliding distance (in the case of CA27 ring)

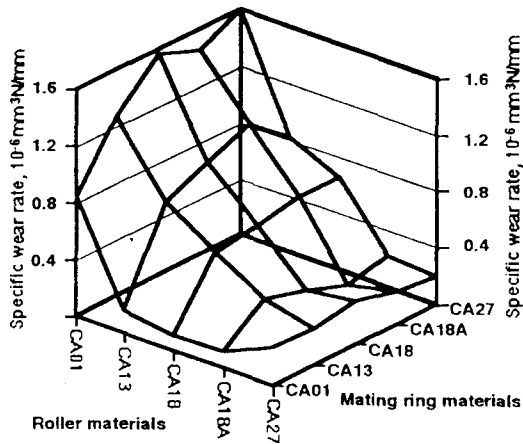


Fig. 5. Comparison of the specific wear rate for rollers under steady-state condition.

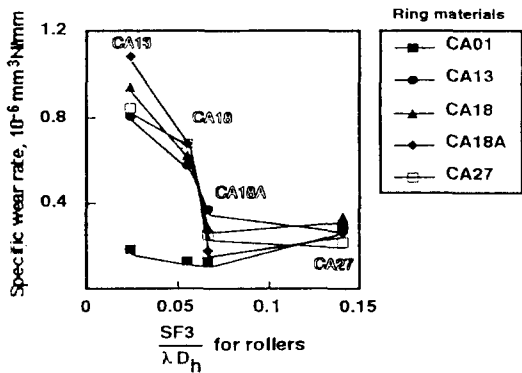


Fig. 6. Specific wear rate for rollers vs. a combined shape factor function of  $SF3/(\lambda D_h)$

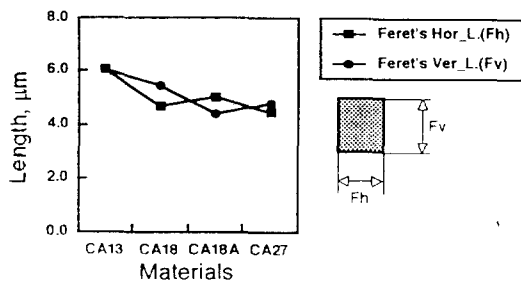


Fig. 7. Wear particle size.

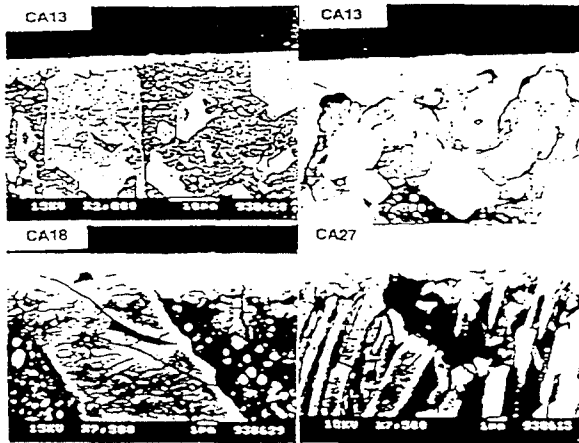


Fig. 8. Metallographic cross-sections through the surface of high chromium cast irons damaged by fatigue wear.

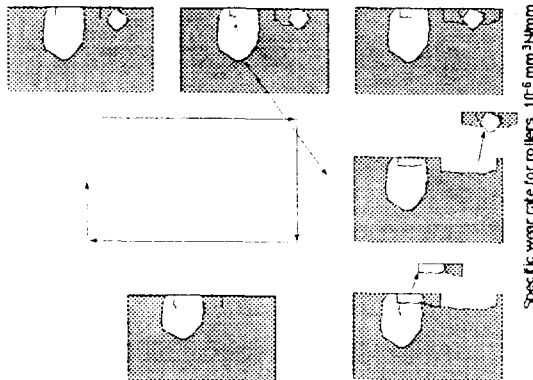


Fig. 9. Fatigue wear mechanism

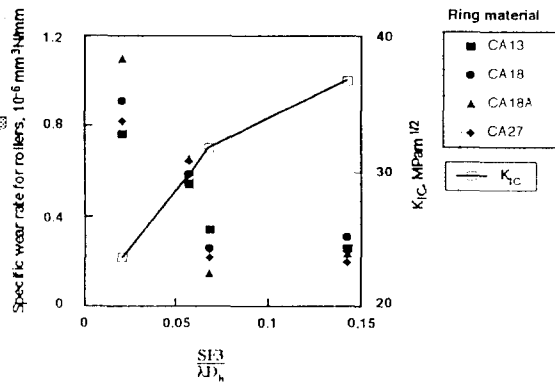


Fig. 10. Wear rate and fracture toughness as a function of carbide's shape factors.