

研究論文

저응력하의 철/크롬 오버레이합금의 굽힘마모기구

백 응 루*

Low stress Abrasive Wear Mechanism of the Iron/Chromium Hardfacing Alloy

Eung-Ryul Baek*

Key Word : Low Stress Abrasive Wear (저응력 굽힘마모), Overlay Welding (오버레이용접), Iron/Chromium Alloy (철/크롬 합금),

Abstract

This study investigated the relationships between the microstructure and the wear resistance of hardfaced iron/chromium alloys to examine the low stress abrasive wear mechanisms. The effects of volume fraction of reinforcing phases (chromium carbide and eutectic phase) were studied. The alloys were deposited once or twice on a mild steel plate using a self-shielding flux cored arc welding process. The low stress abrasion resistance of the alloys against dry sands was measured by the Dry Sand/Rubber Wheel Abrasion Tester (RWAT). The wear resistance of hypoeutectic alloys, below 0.36 volume fraction of chromium-carbide phase (VFC), behaved as Equal Pressure Mode (EPM) for the inverse rule of mixture whereas the wear resistance of hypereutectic alloys, above 0.36 VFC, represented Equal Wear Mode (EWM) for the linear rule of mixture.

1. 서 론

오버레이 용접재 중에서 가장 많이 사용되고 있는 철/크롬합금¹⁾ (일명 크롬탄화물형 고크롬 철계 합금: C:2.5~6.0 wt. %, Cr:10~40 wt. %)은 미

세조직내에 비커스 경도값이 1,200~1,800 인 고경질 크롬계 탄화물 [(Cr, Fe)₇C₃]을 다량 함유하기 때문에 우수한 내마모 특성을 나타낸다²⁻⁴⁾. 그리고 가격 또한 저렴하기 때문에 저응력 굽힘마모 조건인 각종 토사 및 파쇄광석들과의 접촉으로 인해 극심한 마모가 발생하는 각종 파쇄를 및 내마모판

* 1998년 7월 11일 11접수

*정회원, 영남대학교 금속공학 및 재료공학부

(crushing roller, chute liner, guide plate) 재로 주로 많이 사용된다⁵⁻⁶⁾.

오버레이 용접한 철/크롬합금의 마모거동은 용착금속의 미세조직을 구성하는 크롬탄화물⁷⁾과 이들 크롬탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상의 종류⁸⁾에 의존한다. 특히 마모 시 내마모성을 개선시켜주는 강화상으로 작용하는 50 μ m 크기의 조대한 일차 크롬탄화물과 10 μ m 이하의 공정크롬탄화물은 본 재료의 내마모성을 일차적으로 결정짓는 미세조직 인자이다.

그간 크롬탄화물과 같은 경질상을 미세조직 중의 한 상(phase)으로 가지고 있는 다상재(multiphase materials)들의 굽힘마모 거동을 예측하기 위한 이론모델식으로는 rules of mixture 식이 다수 이용되고 있다⁹⁻¹¹⁾. 특히 Axen & Jacobson¹¹⁾은 강화상의 양이 증가함에 따른 다상재의 마모양상을 EW mode (equal wear rates of the phases)와 EP mode (equal pressures on the phases)로 구분지 으면서, 이들 두 마모양상을 Archard s 식^{12,13)}으로부터 유도된 다음 (1)과 (3) 식(linear rules of mixture equation, inverse rules of mixture equation)으로 기술하였다.

EW mode (Linear Rule of Mixtures):

$$Q = \frac{A_p}{A} \cdot Q_p + \frac{A_m}{A} \cdot Q_m \quad (1)$$

$$L_p = L \left\{ \frac{A_p Q_p}{A_m Q_m + A_p Q_p} \right\} \quad (2)$$

EP mode (Inverse Rule of Mixtures):

$$Q = \left(\frac{A_p}{A} Q_p + \frac{A_m}{A} Q_m \right)^{-1} \quad (3)$$

Where Q: wear resistance as the inverse of the wear rate,

L_p and L_m are the loads, Q_p and Q_m are the wear resistance and A_p and A_m are the nominal contact area of the reinforcing phase and the matrix, respectively.

A: nominal contact area (A = A_m + A_p),
 L: Load (L = L_m + L_p)
 index p: reinforce phase,
 index m: matrix.

상기 (1)과 (3) 식을 강화상 분률에 따른 내마모성을 Fig. 1¹¹⁾에 도식적으로 나타내었다. EW mode는 기지상에 비해서 상대적으로 강화상의 마모 저항성이 매우 우수할 경우, 기지상이 우선 마모되어 강화상이 마모면에 돌출됨으로서 상기 (2) 식과 같이 강화상이 기지상 보다 많은 하중을 받게 됨으로써 결국 강화상과 기지상은 동일한 마모속도로 마모가 일어난다는 경우이다. 그 결과 강화상의 양이 증가함에 따라서 대부분의 하중을 강화상이 받게 됨으로서 내마모성의 개선효과는 매우 크게 나타나며, Fig. 1에서 나타낸 바와같이 강화상의 양이 증가함에 따라 내마모성은 직선적으로 향상된다¹¹⁾. 반면에 EP mode는 하중이 강화상과 기지상에 동일하게 부가된다는 가정하에서 마모가 진행되는 경우이다. 일례로 강화상과 기지상의 결합력이 우수하면서 두 상간의 마모 저항성이 크게 차이가 나지 않아 기지상과 강화상이 동시에 마모되는 경우¹⁰⁾, 마모입자 및 debris의 크기가 강화상

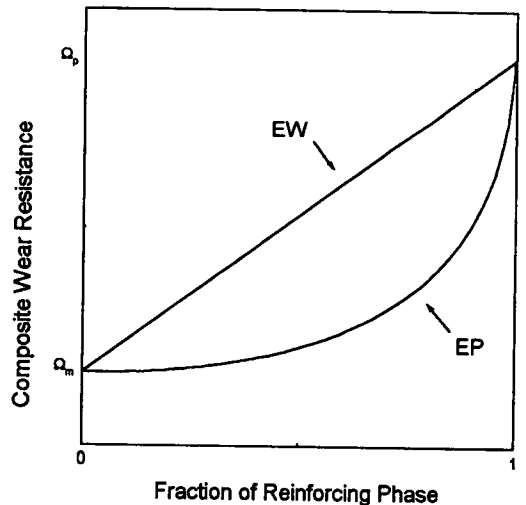


Fig. 1 Schematic representation of the dependence of volume fraction of reinforcing phase on the abrasion wear resistance of two-phase structures. Type A: Lineal Rule of Mixtures ($Q = \frac{A_p}{A} \cdot Q_p + \frac{A_m}{A} \cdot Q_m$), Type B: Inverse Rule of Mixtures ($Q = \left(\frac{A_p}{A} Q_p + \frac{A_m}{A} Q_m \right)^{-1}$), Where Q: wear resistance as the inverse of the wear rate, A: nominal contact area, index p: reinforce phase, index m: matrix¹¹⁾.

보다 커서 debris 내에 강화상이 묻혀 제거되거나, 우선 마모된 기지상으로 인해 들출된 강화상이 파괴되거나, 뿔어나가는 경우¹¹⁾ 등이 EP mode에 해당되는 마모기구로 제시되고 있다. 만약 다상재료들의 마모기구가 EP mode에 해당될 경우에는 Fig. 1에서 나타낸 바와 같이 강화상의 분률이 작을 경우에는 내마모성 개선 효과가 미약하나, 강화상의 양이 임의 분률 이상에서 부터는 내마모성이 급격하게 개선될 수 있음이 예측된다¹¹⁾.

본 연구에서는 오버레이 용접한 철/크롬합금재의 저응력 굽힘마모기구를 규명하기 위해서 본 합금재의 내마모 특성에 주된 영향을 미치면서 강화상인 것으로 알려진 크롬탄화물 양과 종류에 따른 영향을 중심으로 살펴보았다. 오버레이 용접제는 강화상으로 공정크롬탄화물만이 존재하는 아공정합금에서 부터 공정탄화물 이외에 일차크롬탄화물

이 함께 존재하는 과공정합금까지 사용하였다. 그리고 SEM에 의한 마모면을 관찰함으로써 마모면에 있어서의 강화상들과 기지상의 개개 마모 거동을 이해하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 재료는 Cr과 C의 양을 달리하여 용착금속의 크롬탄화물 양을 23%~64%까지 변화시킨 오버레이 용접한 철/크롬합금재이며, 용착금속의 대략적인 화학조성과 크롬탄화물 양을 Table 1에 나타내었다. Table 1에서 크롬탄화물의 양은 Maratray의 식¹⁴⁾에 의하여 계산한 값이다.

오버레이 용접은 SS-FCAW (self-shielding flux cored arc welding) 방법으로 두께 9mm인 SS41연강 모재 위에 용접 와이어를 oscillating함으로써 비드

Table 1. Chemical compositions of the iron/chromium hardfacing weld deposits used in this study. (wt. %)

Alloy	Chemical Composition					% Carbide
	C	Cr	Si	Mn	Fe	
No. 1	2.4	15.05	1.13	1.35	Bal.	22.9
No. 2	2.40	17.60	0.62	1.08	Bal.	24.0
No. 3	2.95	17.02	1.10	1.30	Bal.	30.5
No. 4	3.41	7.67	0.57	1.65	Bal.	31.1
No. 5	3.03	16.97	0.62	1.84	Bal.	31.5
No. 6	3.51	8.07	0.60	1.90	Bal.	32.5
No. 7	3.42	10.22	0.48	1.59	Bal.	32.6
No. 8	2.82	26.30	0.83	2.27	Bal.	34.0
No. 9	3.31	18.33	0.69	1.95	Bal.	35.7
No. 10	2.95	28.17	0.85	2.35	Bal.	36.7
No. 11	3.44	21.04	0.64	1.91	Bal.	38.8
No. 12	3.17	28.02	0.83	1.97	Bal.	39.3
No. 13	3.51	21.85	0.70	2.05	Bal.	40.1
No. 14	3.39	30.16	0.76	2.00	Bal.	43.2
No. 15	4.35	13.13	0.70	1.86	Bal.	45.7
No. 16	3.59	30.41	0.36	0.27	Bal.	45.8
No. 17	4.15	19.32	0.29	0.25	Bal.	46.6
No. 18	4.12	34.52	0.37	0.27	Bal.	54.6
No. 19	4.86	29.6	1.09	1.70	Bal.	61.0
No. 20	5.23	24.5	0.33	0.2	Bal.	62.8
No. 21	5.10	29.20	0.36	0.22	Bal.	63.7

폭이 약 55mm가 되도록 용접하였다. 용접 와이어는 단면 형상이 lapped cored wire이며, 합금 분말을 플럭스와 함께 혼합한 후, tubular wire 가공기를 사용하여 외경이 3.2mm로 자체 제조하였다. 모재를 약 200℃로 예열한 후 정전압 30V, 사용 전류 400A에 DC 역전극으로 용접하였다. 1층 오버레이 용접부의 두께는 4~5mm이며, 모재쪽으로의 용입 깊이는 1.0~1.5mm였다. 시험에 사용된 재료는 1층 및 2층 용접한 것을 사용하였으며, 2층 용접한 시료의 오버레이 층 두께는 약 8~9.2mm였다.

시편의 미세조직 관찰 및 경도 시험은 용접 층에 수직 되게 절단한 후 절단면 중에서 오버레이 층 표면에서부터 2mm 아래 지점의 부위에서 실시하였다. 그리고 마모 시험을 위한 마모면 역시 오버레이 용접 층 표면에서부터 2mm를 연마하여 제거한 후 남은 오버레이 용접 연마면에서 내마모성을 측정하였다. 오버레이 용접부의 미세조직은 미세 연마 후 부식액(피크린산 1g + 염산 10 20ml + 에틸알코올 100ml)으로 약 수초간 부식시킨 후 광학현미경 및 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다. 오버레이 용접재의 굽힘마모 시험은 ASTM G65-85에 의거하여 dry sand rubber wheel abrasion wear tester를 사용하여 모래 직경 0.15~0.3mm, 모래 공급량 180g/min., 가압 하중 10~20kg, 휠 회전속도 250, 350rpm, 마모 거리 0.5~6.0km의 조건에서 실시하였으며, 각 시료 당 3회 시험 후 시편의 평균 무게 감량을 측정하였다. 마모 실험에 사용된 마모재는 미세경도값이 Hv 870인 모래(SiO₂)로서 semi-round 형상이었다. 그리고 탄화물 및 기지상의 개개 마모 거동을 조사하기 위해서 SEM을 이용하여 마모시험재의 마모면을 관찰하였다.

3. 실험 결과

3.1 오버레이 용접 층의 미세조직

Photo. 1 (a), (b)는 오버레이 용접한 Table 1의 철/크롬합금 중에서 전형적인 아공정합금(No.1 합금)과 과공정합금(No.14 합금)의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. 아공정합금으로서 크롬탄화물 양이 22.9%인 No.1합금의 오

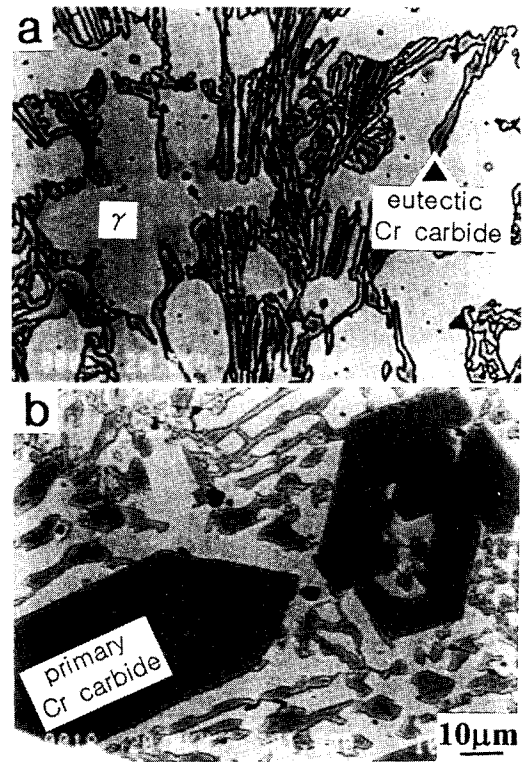


Photo 1. SEM micrographs of the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits; (a) the No. 1-(hypo-eutectic), (b) the No. 14 alloys (hyper-eutectic).

버레이 층의 조직(Photo. 1 (a))을 살펴보면 수직 상인 초정 오스테나이트와 공정조직으로 구성되어 있다. 여기서 공정조직은 굽기가 5 μ m 이하인 크롬탄화물[(Cr, Fe)₇C₃]과 오스테나이트로 구성되어 있음을 알 수 있다. 그리고 과공정합금(No.14합금)은 굽기가 50 μ m 내외인 조대한 일차크롬탄화물과 공정조직으로 구성되어 있으며, 여기서 공정조직은 크롬탄화물[(Cr, Fe)₇C₃]과 오스테나이트로 구성되어 있다.

3.2 마모거동

3.2.1 마모조건에의 영향

Fig. 2는 Table 1의 합금들 중에서 크롬탄화물 양이 36.7%, 43.2%, 54.6%로 각기 다른 No. 10, No. 14, No. 18합금들을 가압하중이 10, 15, 20

Kg 일때의 저응력 굽힘마모시험(마모조건: 실리카 마모입자의 직경 0.15-0.3mm, 모래 공급량 180g/min., 휠 회전속도 250rpm, 마모거리 6.0km) 후 측정된 무게 감량을 나타낸 것이다. Fig. 2에서 공정합금인 No. 10합금에서부터 크롬탄화물이 점차 증가한 과공정합금인 No. 14와 No. 18 합금의 시험편 모두 가압하중이 증가함에 따라 마모량은 직선적으로 증가하였다. 그리고 동일한 가압하중 조건에서는 탄화물 양이 많은 시험편일수록 마모량은 적게 발생하였다. 이는 크롬탄화물이 내마모성을 개선시키는 강화상으로 작용하고 있음을 의미한다.

Fig. 2에서 특기할 사항은 가압하중이 증가할수록 마모량이 직선적으로 증가하는 것으로 나타났다는 것이다. 이는 본 시험체가 고전적인 마모 이론식인 Archard's Equation¹²을 따른다고 할 수 있다.

Fig. 3은 Table1의 No.19 합금을 마모거리가 0.54, 1.62, 2.59 km 일때의 저응력 굽힘마모시험(마모조건: 실리카 마모입자의 직경 0.15-0.3mm, 모래 공급량 180g/min., 휠 회전속도 150rpm, 하중 20Kg) 후 측정된 무게 감량을 나타낸 것이다. Fig. 3에서 마모시간이 길어질수록 마모량은 직선적으로 증가함을 알 수 있다.

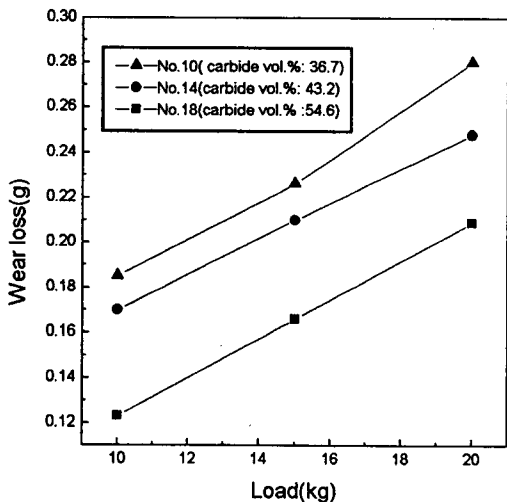


Fig. 2 Wear loss as a function of the load in the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits. (wheel rpm:250, sliding distance:6km)

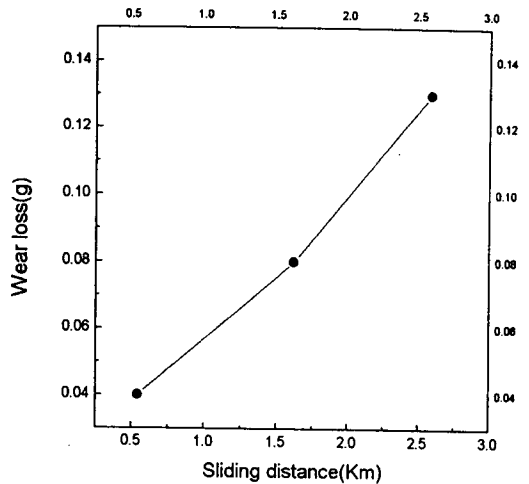


Fig. 3 Wear loss as a function of the sliding distance in the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits. (wheel rpm:250, load:20kg)

3. 2. 2 크롬탄화물 양의 영향

오버레이 용접한 Table 1의 철/크롬합금재들의 저응력 굽힘마모 시험시 내마모성에 미치는 크롬탄화물[(Cr, Fe)₃C₂] 양의 영향을 살펴 보았다. 본 절에서는 크롬탄화물의 경우 일차크롬탄화물 및 공정크롬탄화물을 별도로 구분하지 않았다.

Fig. 4는 Table 1의 철/크롬합금재들의 내마모성을 크롬탄화물 양에 따른 변화를 나타낸 것이다. Fig. 4에서 크롬탄화물 양이 22.9%에서 36%까지 증가하는 동안에 내마모성은 5에서 22까지 급격히 증가하였으며, 크롬탄화물 양이 36%에서 63.7%까지 증가하는 동안에는 내마모성이 22에서 35까지 다소 완만하게 증가하였다. 본 시험에 사용된 철/크롬합금재의 경우 공정조성일 때의 크롬탄화물 양은 36%내외이다¹⁴. 본 오버레이 용접재 또한 크롬탄화물 양이 36% 이하인 시료는 전부 아공정합금이며, 그 이상인 시료는 과공정합금이었다.

Fig. 4에서 아공정합금과 과공정합금의 경계인 탄화물 양 36% 지점을 경계로하여 탄화물 양의 증가에 따른 내마모성의 증가 거동이 달라졌다는 것은 매우 흥미로운 사실이다. 즉 일차크롬탄화물이 존재하기 시작하면서 부터 마모거동이 달라졌음을 시사한다.

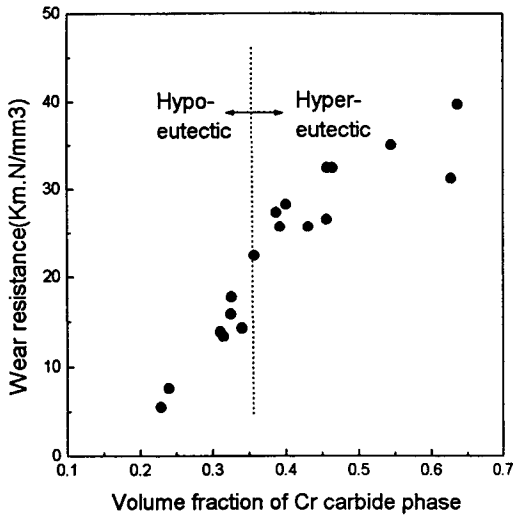


Fig. 4 Relationship between wear resistance and volume fraction of Cr carbide phase for chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits.

3. 2. 3 마모면 관찰

Photo. 2 (a), (b)는 마모 시험한 아공정합금 (No.1 합금)의 마모면 및 마모단면을 SEM으로 관찰한 것이다. 아공정합금 (No.1 합금)의 마모면인 Photo. 2 (a)를 살펴보면 굽힌 마모자국들 중에는 폭이 약 $10\mu\text{m}$ 인 깊고 선명한 서너 개의 긴 마모자국과 마모면 전면에 무수히 많이 존재하는 보다 작은 ($1\sim 2\mu\text{m}$ 내외) 마모자국들이 혼재되어 관찰되고 있다. 이들 마모자국 (groove)들은 마모 진행방향의 수직 단면 조직인 Photo. 2 (b)에서 확인될 수 있는 바와 같이 모두가 cutting mode에 의하여 공정크롬탄화물 및 초정 오스테나이트 구분없이 마모되어져 갔음을 알 수 있다. 특히 폭이 약 $10\mu\text{m}$ 인 깊고 선명한 마모자국들은 마모입자들이 지나가는 자리에 $5\mu\text{m}$ 이하 크기인 미세 공정크롬탄화물들이 존재해 있음에도 불구하고 이들 공정크롬탄화물들이 오스테나이트 기지상 (matrix)과 함께 마모입자에 의하여 동시에 cutting되면서 페이어진 결과 형성되어졌음을 보여주고 있다.

Photo. 3 (a), (b)는 크롬탄화물 양이 30.5%로 증가함으로써 공정합금에 근접한 아공정합금 (No. 3 합금)의 마모면 및 마모 진행방향에 평행한 마모 단면을 SEM으로 관찰한 것이다. No. 3 합금의 마

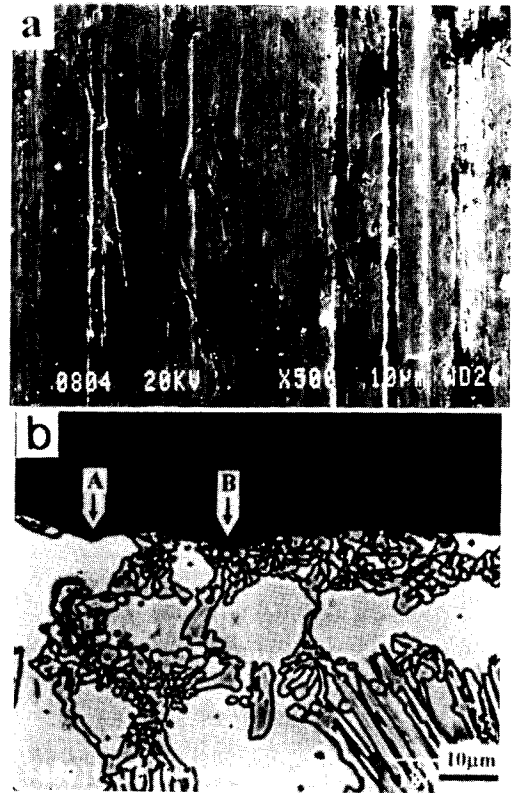


Photo 2. Scanning electron micrographs showing low stress abrasion worn surface (a) and 90° taped subsurface cross-section (b) after RWAT for the specimens of the No.1 alloy containing 22.9% carbides, (wheel rpm: 350, load:20kg, sliding distance:6km).

모면 [Photo. 3 (a)]을 살펴보면 No.1합금의 마모자국 [Photo. 2 (a)]과 비교시 cutting mode에 의하여 생긴 굽힘 마모자국의 수와 크기 (깊이 및 폭)는 현저히 작아졌음을 알 수 있다. 그리고 마모입자들에 의하여 공정크롬탄화물과 기지상이 함께 cutting되면서 형성된 마모자국의 크기는 작아진 반면에, 마모면에는 전반적으로 공정크롬탄화물 및 공정크롬탄화물 주위에 다수의 균열이 발생되었으며 또한 공정크롬탄화물이 마모면에 다소 돌출되어져 있다. 그리고 마모면의 수직단면 [Photo. 3 (b)]을 살펴보면 마모면에 수직으로 길게 존재하는 공정 크롬탄화물의 경우 마모 표면으로 부터 적하 $5\mu\text{m}$ 이내에서 마모 진행 방향으로 심하게 변

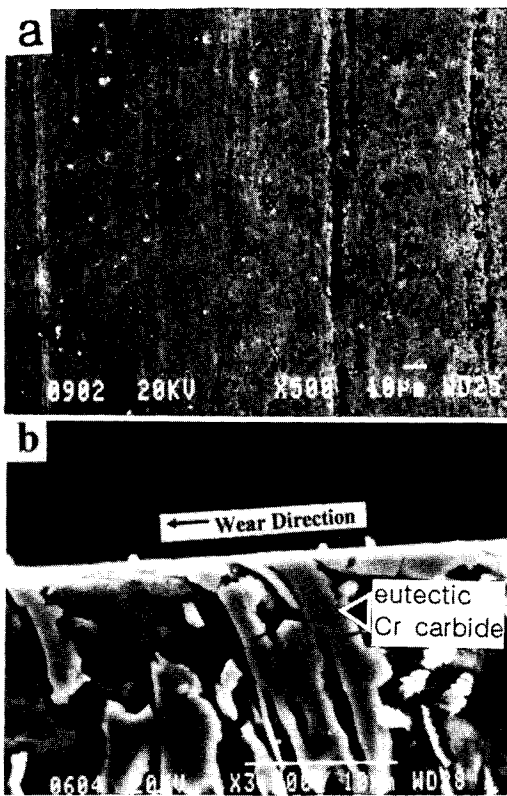


Photo 3. Scanning electron micrographs showing low stress abrasion worn surface (a) and 90° taped subsurface cross-section (b) after RWAT for the specimens of the No. 3 alloy containing 30.5% carbides, (wheel rpm:350, load:20kg, sliding distance:6km).

형되면서 균열이 발생된 것이 관찰된다. 이는 마모입자에 의한 cutting 깊이가 얇아 공정크롬탄화물은 기지상과 함께 마모면의 표층에서 심하게 변형되면서 일부는 파괴되기도 하면서 마모가 진행되어졌음을 보여 주고 있다. 여기서 공정크롬탄화물들이 마모 진행방향으로 심하게 변형된 것으로 보아 강도가 기지상 보다 높은 공정크롬탄화물들이 마모 입자들로 부터 전해오는 외부 응력에 대해 저항함으로써 내마모성을 개선하는 강화상의 역할을 하고 있었음을 알 수 있다. 그리고 심한 변형에 의한 공정크롬탄화물 자체의 파괴와 공정크롬탄화물과 기지상의 변형률이 서로 다름으로 인해 공정

크롬탄화물과 기지상간의 분리로 인해 균열이 발생됨으로써 마모면에서는다수의 균열이 존재한 것이다.

한편 Fig. 4 (a), (b)는 조대한 일차크롬탄화물들이 존재하는 과공정합금인 No.14 합금의 마모면 및 마모단면을 SEM으로 관찰한 것이다. 마모면인 Fig. 4 (a)를 살펴 보면 조대한 일차크롬탄화물들이 마모면상에 뚜렷이 돌출되어 있음이 관찰된다. 그리고 공정크롬탄화물들 또한 다수 마모면에 돌출되어 있다. 그리고 아공정합금의 마모면에서 관찰된 cutting mode에 의하여 형성된 수 μ m 크기의 깊고 뚜렷한 마모자국은 일차크롬탄화물에서는 전혀 관찰되지 않으며, 단지 일차크롬탄화물을 둘러싸고 있는 공정조직에서만 cutting 깊이가 매우 얇은 자국만이 일부 관찰된다. 한편 조대 일차크롬탄화물을 둘러싸고 있는 기지상(공정조직)의 우선 마모 혹은 변형으로 일차크롬탄화물을 충분히 잡아주지 못한 결과로 일차크롬탄화물의 외각부 일부만이 균열이 발생되어 극소수 떨어져 나갔다(화살표 B). 그러나 마모면 전반에 존재하는 일차크롬탄화물들은 일부 균열이 발생되어 있기는 하나 마모 도중 일차크롬탄화물이 떨어져 나감으로써 마모가 급속히 진행된 흔적은 전혀 발견되지 않는다. 그리고 공정조직(공정크롬탄화물 + 공정오스테나이트) 위에 발생된 마모자국이 일차크롬탄화물에서 멈추어진 마모자국(화살표 C)들을 관찰할 수 있다. 이는 일차크롬탄화물들이 공정탄화물과 비교시 보다 우수한 내마모성을 가지는 강화상으로 작용하고 있음을 나타낸 것이다. 그리고 마모면의 수직단면(Photo. 4 (b))을 살펴보면 마모 표면부는 전체적으로 볼 때 매우 평탄한 마모면을 유지하고 있으며, 일차크롬탄화물, 공정탄화물 그리고 오스테나이트 상간의 높이 편차가 매우 적음을 알 수 있다. 이는 일차크롬탄화물, 공정탄화물 그리고 오스테나이트상들이 서로 상대 내마모성이 상이함에도 불구하고 마모면에 발생된 개개 마모자국이 1 μ m 이하로 매우 작기 때문이다. 그러나 전체적으로는 다소 평탄한 마모면을 유지하면서도 오스테나이트와 공정탄화물들이 우선 마모되고 마모 저항성이 가장 우수한 일차크롬탄화물이 1 μ m 이하의 높이로 마모면에 돌출되면 우선적으로 대부분의 하중을 받으면서 마모되는 과정이 반복되는 마모가 진행되어졌음을 보여준다.

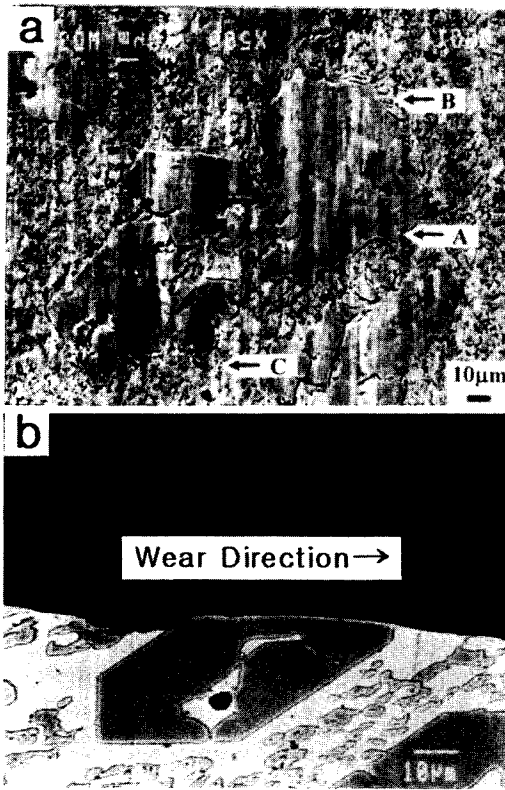


Photo 4. Scanning electron micrographs showing low stress abrasion worn surface (a) and 90° taped subsurface cross-section (b) after RWAT for the specimens of the No. 14 alloy containing 43.2% carbides. (wheel rpm:350, load:20kg, sliding distance:6km).

4. 고 찰

고경질 크롬탄화물을 다량 함유하는 철/크롬합금재와 같은 다상 재료들의 저응력 굽힘마모 거동에는 강화상(크롬탄화물)의 내마모성, 탄화물 양, 탄화물 크기, 그리고 탄화물을 둘러싸고 있는 기지의 내마모성 등이 영향을 미친다¹⁵⁻²⁰. 따라서 주어진 마모 조건에서 오버레이 용접한 철/크롬합금재의 마모 거동을 이해하기 위해서는 이들 미세조직 인자들의 영향이 우선적으로 해석되어야 한다. 이를 위해서 본 연구에서는 내마모 특성에 주된 영향을 미치는 크롬탄화물 양의 영향을 중점적으로 살펴보았다. 그리고 굽힘마모 시험 후의

마모면 및 마모 단면을 미시적으로 조사함으로써 내마모성에 미치는 미세조직 인자들의 역할을 규명하고자 하였다.

본 연구결과에 의하면 오버레이 용접한 철/크롬합금재의 저응력 굽힘 내마모성은 크롬탄화물 양이 증가됨에 따라 증가하였으나, 탄화물 양 증가에 따른 내마모성 증가 양상은 철/크롬합금재의 공정탄화물 조성인 크롬탄화물 양 36%지점을 기준으로 달라졌다(Fig. 4 참조). 즉 크롬탄화물 양이 36% 이하인 아공정합금의 경우는 탄화물 양이 22.9%에서 공정조성인 36%로 증가하면서 내마모성이 급격히 증가하였으나, 과공정합금에서 부터는(탄화물 양 36% 이상) 탄화물 양이 증가함에 따른 내마모성은 보다 완만한 증가를 나타내었다.

크롬탄화물 양이 증가함에 따른 오버레이 용접한 철/크롬합금재의 저응력 굽힘 내마모성을 나타낸 Fig. 4의 연구결과는 다상 재료에 있어서 강화상(크롬탄화물)의 양이 증가함에 따른 내마모성의 거동을 표현한 모델식인 EW mode의 linear rules of mixtures (LROM) 식인 (1)식 혹은 EP mode의 inverse rule of mixtures (IROM) 식인 (3)식으로는 표현할 수 없었다.

본 마모시험에 사용된 오버레이 용접한 철/크롬합금재의 미세조직을 구성하는 각 상들의 개개 마모거동을 자세히 살펴 보면 크롬탄화물이면서 크기가 다른 일차크롬탄화물과 공정크롬탄화물, 그리고 같은 오스테나이트상이면서 20µm크기의 초정 오스테나이트와 라멜라형상의 공정오스테나이트는 각각 다른 마모 양상을 보였다. 즉 마모 도중에 마모입자(SiO₂)들에 의하여 경도값이 낮은 초정 오스테나이트⁷에는 깊은 압흔 자국이 형성될 것이며, 반대로 마모입자보다 높은 경도값을 가지는 일차크롬탄화물에는 전혀 압흔 자국이 형성되지 않을 것이다. 조대한 일차크롬탄화물 및 초정 오스테나이트들의 개개 상들이 마모입자에 대해 각기 다른 압흔자국을 남기면서 대응하는 것과는 달리 미세한 공정크롬탄화물과 공정오스테나이트는 라멜라상을 구성하는 개개상으로써 마모입자에 대해 상호 의존적으로 작용하게 된다. 즉 공정크롬탄화물은 일부 변형되거나 파괴가 일어나고, 공정 오스테나이트는 이웃하는 공정크롬탄화물로 인해 초정 오스테나이트 보다는 훨씬 적은 양의 변형을 일으키게 된다. 그러므로 본 마모시험에 있어서는

공정크롬탄화물과 공정오스테나이트를 크롬탄화물과 오스테나이트인 개개 상으로 구분 짓기 보다는 두 상을 하나로 묶어서 하나의 상인 공정조직으로 구분 짓는 것이 바람직할 것으로 판단된다.

따라서 본 마모시험에 사용된 오버레이 용접한 철/크롬합금재의 미세조직을 초정 오스테나이트, 공정조직, 일차크롬탄화물로 구분지어 생각해 볼 때, 아공정합금재의 미세조직은 강화상을 공정크롬탄화물이 아닌 공정조직(공정탄화물+공정오스테나이트)으로 하고 기지상으로는 수지상인 초정 오스테나이트로 설정하며, 과공정합금의 경우는 강화상을 일차크롬탄화물만으로 하고 기지상을 공정조직(공정탄화물+공정오스테나이트)으로 설정될 수 있다. 이때 과공정합금의 조성인 크롬탄화물 36%인 경우는 100% 공정조직인 상태가 되므로 아공정합금의 측에서 보면 강화상이 100%인 조건이 되며, 과공정합금의 측에서 보면 일차크롬탄화물이 전혀 없으므로 강화상은 0%이면서 100% 기지상만이 존재하는 조건이 된다.

이와같은 관점을 근거로 하였을 때 Fig. 4의 실험결과를 Fig. 5로 재구성될 수 있다. 즉 아공정합금재의 경우는 강화상인 공정조직 양이 증가함에 따른 내마모성의 변화(Fig. 5 (a))로, 과공정합금의 경우는 강화상인 일차크롬탄화물 양이 증가함에 따른 내마모성의 변화(Fig. 5 (b))로 표현된다. 그 결과 Fig. 5 (a), (b)에서 실선으로 나타낸 바와 같이 이들 강화상들의 양이 변함에 따른 내마모성 거동은 아공정합금의 경우는 EP mode의 inverse rule of mixtures식인 (3) 식으로 Table현될 수 있었고, 과공정합금의 경우는 EW mode의 linear rules of mixtures식인 (1) 식으로 표현될 수 있었다.

오버레이 용접한 철/크롬합금재 중에서 아공정합금의 저응력 굽힘 마모거동은 Fig. 5 (a)로 부터 강화상 양이 증가함에 따라 내마모성 거동은 EP mode의 inverse rule of mixtures식을 따름을 확인할 수 있었다. 그리고 EP mode로 마모가 진행되는 아공정합금에 있어서의 개개 상들의 마모양상은 다음과 같다. 즉 No.1 합금의 경우(크롬탄화물 양 22.9%, 강화상 65% 내외)와 같이 강화상 양이 적은 때는 경도값이 낮으면서 조대한 초정 오스테나이트가 많이 존재하므로, 마모면에서는 마모 입자들이 깊은 압흔 자국을 다수 형성하여 높은 응력을 동반한 상태로 마모면을 긁고 지나가므로 강화상

중에 존재하는 미세한 공정크롬탄화물들에서는 균열이 쉽게 발생되어 기지상과 함께 cutting 된다. 그 결과 마모면에는 깊고 곧은 마모자국을 형성 하였다(Photo. 2 (a), (b)). 이때는 미세한 크롬탄화물의 존재는 내마모성 개선 효과에 큰 영향을 못 미친다. 그러나 강화상 양이 증가함에 따라(크롬탄화물 30.5%, 강화상 85%내외) 마모면을 긁고 지나가는 압흔 자국의 깊이가 작게되면서 마모면 상에 추가되는 전단응력 또한 작게되므로 공정크롬탄화물에 발생하는 균열은 줄어들고 동시에 공정크롬탄화물이 다소 변형된 상태로 마모가 진행되는 양상이 증가하게 됨에 따라 마모면에는 공정크롬탄화물들이 다수 돌출된 상태가 발생되기도 하는 마모가 진행됨으로서 내마모성이 급격히 개선될 수 있었다.

반면에 과공정합금의 저응력 굽힘 마모거동은 Fig. 5 (b)로 부터 강화상 양이 증가함에 따라 내마모성 거동은 EW mod의 linear rules of mixtures 식을 따름을 확인할 수 있었다. 즉 과공정합금인

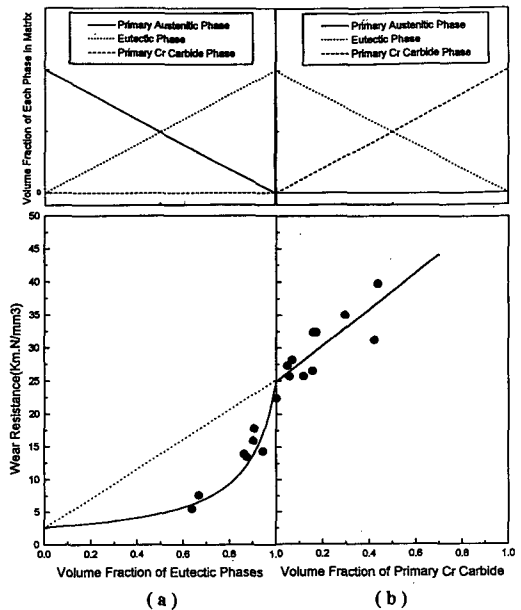


Fig. 5 Relationship between wear resistance and volume fraction of reinforcing phase for chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits. (a) hypo-eutectic alloys (b) hyper-eutectic alloys.

경우는 Photo. 4 (a), (b)에서 살펴본 바와 같이 조대한 일차크롬탄화물들이 마모 도중에 변형되거나 깨어져 탈락하지 않으면서, 마모면에서 일차크롬탄화물들이 뚜렷이 구별될 수 있을 정도로 돌출되어 있는 점과(Photo. 4 (a) 참조), 기지상(공정조직)에서 형성된 마모자국이 일차크롬탄화물에서 멈춰진 점(Photo. 4 (a)의 화살표 C참조)으로 보아서 일차크롬탄화물이 강화상으로 작용하고 있음을 명백히 알 수 있었다. 이는 곧 마모면에 돌출된 강화상이 보다 많은 하중을 받으면서 마모가 진행되어짐으로서 강화상으로 인한 내마모성 개선효과가 뚜렷이 나타난다는 기존의 EW mode의 마모기구와 일치함을 알 수 있었다.

따라서 오버레이 용접한 철/크롬 합금재에 대한 강화상 양에 따른 저응력 굽힘 마모시험 결과를 rules of mixtures식의 적용과 미세상들의 개개 마모양상들을 살펴본 결과 아공정합금의 마모양상은 EP mode로, 과공정합금은 EW mode로 마모된 것으로 판단된다.

5. 결 론

본 연구에서는 오버레이 용접한 철/크롬 합금재의 저응력 굽힘 내마모성을 살펴본 결과 다음과 같은 결론을 도출할 수 있었다.

1) 크롬탄화물 양에 따른 오버레이 용접재의 내마모 시험 결과, 크롬탄화물 양이 증가할 수록 내마모성은 증가하였다.

2) 강화상 양에 따른 내마모성 거동은 아공정합금재의 경우에는 공정조직을 강화상으로 하였을 때 inverse rule of mixtures식을 따르는 EP mode였으며, 과공정합금재의 경우는 일차크롬탄화물을 강화상으로 하였을 때 linear rules of mixtures식을 따르는 EW mode였다.

3) 경도값이 낮은 초정 오스테나이트상을 많이 가지고 있는 아공정합금의 마모기구는 마모입자에 의하여 형성된 깊은 압흔 자국이 높은 응력을 동반하여 마모면을 긁고 지나가므로 미세한 공정크롬탄화물들은 쉽게 균열이 발생되어 기지상과 함께 cutting mode에 의하여 마모됨에 따라 마모면에는 깊고 곧은 마모자국을 형성하였다. 그리고 강화상

양이 점차 증가함에 따라 압흔 자국의 깊이가 작아지면서 공정크롬탄화물에 균열이 발생되어 강화상과 기지상이 동시에 cutting되는 양상은 줄어들고 대신 공정크롬탄화물이 다소 변형된 상태를 유지하면서 일부가 마모면에 돌출되는 양상이 증가하였다. 그 결과 내마모성은 급격히 증가하였다.

4) 과공정합금의 마모기구는 조대한 일차크롬탄화물이 마모 도중에 변형되거나 깨어져 탈락하지 않고, 마모면에서 돌출되어 마모됨으로서 강화상으로 작용하였다.

후 기

마모시험 결과 해석에 많은 도움을 주신 포항공과대학교 김 낙준교수, 포항산업과학연구원원의 안상호박사께 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. K. G. Budinski, "Surface Engineering for Wear Resistance, Prentice-Hall", Englewood Cliffs, NJ (1988) pp. 267-269
2. H. Drzeniek, M. Kowalski and E. Lugscheider, "Wear-Resistant Hardfacing with Cored Wire Electrodes of Fe-Cr-C Alloys", Surfacing Journal, Vol. 16, No. 4 (1985) pp121-125
3. J. D. Watson and P. J. Mutton, "Evaluation of the Wear Resistance of Hardfacing Alloys", Australian Welding Research, Nov. (1981) pp1-15
4. F. Borik and J. C. Majetich, "Factor Affecting Abrasion Resistance of Commercial Hardfacing Alloys", in K. C. Ludema (ed.), Wear of Materials 1985, American Society of Mechanical Engineers, New York (1985) pp. 595-604
5. American Society for Metals, Metals Handbook, vol. 6, Welding, Brazing and Soldering, Metals Park, Ohio, ASM, 9th ed., (1983) pp. 771-803
6. J. L. Henderson and J. H. Bulloch, "Alloy

- Classification of Hardfacing Materials", Int. J. Pres. Ves. and Piping, Vol. 44 (1991) pp 127-158
7. 백 응 루, "고크롬 철계 오버레이 용접층의 굽힘마모 거동에 미치는 크롬탄화물 양의 영향", 대한용접학회지, 제16권 제1호 (1998) pp. 125
 8. 백 응 루, "고크롬 철계 오버레이 용접층의 굽힘마모 거동에 미치는 기지상의 영향", 대한용접학회지, 제16권 제1호 (1998) pp. 114
 9. W. Simm and S. Freti, "Abrasive Wear of Multiphase Materials, Wear", Vol. 129 (1989) pp105-121
 10. K-H. Z. Gahr, "Abrasive Wear of Two-Phase Metallic Materials with a Coarse Microstructure", in K. C. Ludema (ed.), Wear of Materials 1985, American Society of Mechanical Engineers, New York (1985) pp. 595-604
 11. N. Axen and S. Jacobson, "A Model for the abrasive Wear Resistance of Multiphase Materials", Wear, Vol. 174 (1994) pp. 187-199
 12. M. M. Khrushov, "Principles of Abrasive Wear", Wear, Vol. 28 (1974) pp69-88
 13. W. M. Garrison, Jr., "Khrushov's Rule and the Abrasive Wear Resistance of Multiphase Solids", Wear, Vol. 82 (1982) pp213-200
 14. F. Maratray, "Choice of Appropriate Compositions for Chromium-Molybdenum White Irons", AFS Trans., Vol. 79 (1971) pp121-124
 15. J. K. Fulcher, T. H. Kosel and N. F. Fiore, "The Effect of Carbide Volume Fraction on the Low Stress Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons", Wear, Vol. 84 (1983) pp313-325
 16. K-H Z. Gahr, "Microstructure and Wear of Materials", Elsevier, Tribology Series 10, Amsterdam (1987) p417
 17. A. G. Wang and I. M. Hutchings, "Wear of Alumina Fibre-Aluminium Metal Matrix Composites by Two-Body Abrasion", Mat. Sci. Tech., Vol. 5 (1989) pp71-76
 18. T. Kulik, T. H. Kosel and Y. Xu, "Effect of Depth of Cut on Second-Phase Particle Fracture in Abrasion of Two-Phase Alloys", Wear of Materials 1989, Vol. II, American Society of Mechanical Engineers, New York (1989) pp. 23-32
 19. N. Axen and K. -H. Zum Gahr, "Abrasive Wear of TiC-Steel Composite Clad Layers on Tool Steel", Wear, Vol. 157 (1992) pp189-201
 20. V. M. Desai, C. M. Rao, T. H. Kosel and N. F. Fiore, "Effect of Carbide Size on the Abrasion of Cobalt-Base Powder Metallurgy Alloys", Wear, Vol. 94 (1984) pp89-101