

研究論文

## 고크롬 철계 오버레이용접층의 긁힘마모거동에 미치는 크롬탄화물 양의 영향

백 용 률\*

**Effect of Volume Fraction of Cr Carbide Phase on the Abrasive Wear Behavior of the High Cr White Iron Hardfacing Weld Deposits**

Eung-Ryul Baek\*

**Key Word :** High Cr White Iron Hardfacing Alloy(고크롬 내마모 오버레이합금), Abrasive Wear(긁힘마모), Chromium Carbide(크롬탄화물), Overlay Welding(오버레이 용접)

### Abstract

The effect of volume fraction of Cr carbide phase( Cr CVF ) on the low stress abrasion resistance in the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits has been investigated. In order to examine Cr CVF, a series of alloys with varying Cr CVF by changing chromium and carbon contents and the ratio of Cr/C were employed. The alloys were deposited once or twice on a mild steel plate using the self-shielding flux cored arc welding process. The low stress abrasion resistance of the alloys against sands was measured by the Dry Sand/Rubber Wheel Abrasion Test(RWAT). It was shown that hardness and abrasion resistance increased with increasing Cr CVF within the whole test range(Cr CVF:0.23-0.64). Both primary Cr carbide and eutectic Cr carbide were particularly effective in resisting wear due to their high hardness.

---

\* 1997년 11월 7일 접수

\*정회원, 포항산업과학연구원 소재연구부문

## 1. 서 론

내마모성, 내식성, 내열성 등을 갖는 합금의 용접재료를 아크열로 모재 표면에 균일하게 용착시키는 오버레이용접(overlay welding, weld surfacing or hardfacing) 법은 재료 표면의 특정 물성을 향상시킴으로써 재료의 수명을 연장시키거나 손상된 부위를 보수하는 목적으로 널리 이용되고 있다. 크롬탄화물형 고크롬 철계합금(chromium-carbide-type high Cr white iron, C:2.5~6.0wt.%, Cr:10~40wt.%)은 가격이 저렴하면서 우수한 내마모 특성을 가지기 때문에 극심한 마모가 발생하는 철광석, 석탄, 시멘트 원료 등의 파쇄를, 소결 광 파쇄를 위한 grizzly bars, buckets, 그리고 bucket teeth 등에 널리 이용되고 있으며, 특히 저응력 금힘마모 조건인 각종 파쇄광석들의 이송 공정에서의 내마모판(chute liner, guide plate)으로 주로 많이 사용된다<sup>1~3)</sup>.

연강의 모재 위에 두께 3~15mm 정도의 크롬탄화물형 고크롬 철계합금을 오버레이시켜 제조하는 내마모 판재의 마모특성은 오버레이 용접재의 합금 성분과 용접 조건에 따라 결정되는 용착금속의 미세조직에 의존한다. 특히 크롬탄화물형 고크롬 철계합금의 뛰어난 내마모성은 미세조직내에 Hv 1200 ~ 1800인 고경질 크롬계 탄화물[(Cr, Fe), C]이 다량 존재하기 때문인 것으로 알려져 있다<sup>4~10)</sup>.

크롬탄화물과 같은 경질상 혹은 복합상을 가지는 다상재(multiphase materials)들의 금힘 마모거동에는 경질상의 양, 크기, 모양 및 경도값, 경질상을 둘러싸고 있는 기지상, 경질상과 기지조직 간의 결합력 그리고 마모입자의 크기, 경도값, 모양 등이 영향을 미친다<sup>12,15~19)</sup>. 그간 용접조건에 따른 용착금속의 미세조직 변화와 이에 따른 마모량 그리고 다수의 상용재들 간의 상대 마모량에 대한 비교 등을 중심으로 한 연구가 이루어졌으나<sup>4~10)</sup>, 공정크롬탄화물 및 일차크롬탄화물 등을 가지고 있는 크롬탄화물형 고크롬 오버레이용접재의 저응력 금힘 마모기구를 이해하기에는 다소 체계적인 연구가 미흡한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 크롬탄화물형 고크롬 철계 오버레이용접재의 저응력 금힘마모 거동을 파악하기 위해서, 본 합금재의 내마모 특성에 주된

영향을 미치면서 강화상인 것으로 알려진 크롬탄화물의 양과 종류에 따른 영향을 중심으로 살펴보았다. 시험 오버레이용접재는 강화상으로 공정크롬탄화물만이 존재하는 아공정합금에서부터 공정탄화물 이외에 일차크롬탄화물이 함께 존재하는 과공정합금까지를 사용하였다. 특히 고크롬 내마모 주조재에서의 경우에는 실리카 마모입자를 사용한 저응력 금힘마모 시험에서 공정탄화물 양 이상에서부터는 탄화물 양이 증가함에 따라 마모량이 오히려 증가하기 시작하였다<sup>12,13)</sup>는 공정탄화물 조성 영역 근방(탄화물 양 36% 내외)<sup>20)</sup>의 오버레이용접 시료를 보다 많이 제조하여 살펴보았다. 그리고 SEM에 의한 마모면을 관찰함으로써 마모면에 있어서의 강화상들과 기지상의 마모 거동을 이해하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 재료는 Cr과 C의 양을 달리하여 용착금속의 크롬탄화물 양을 23%~64%까지 변화시킨 크롬탄화물형 고크롬 철계 오버레이합금 재이며, 용착금속의 대략적인 화학조성과 크롬탄화물 양을 Table 1에 나타내었다. Table 1에서 크롬탄화물의 양은 Maratray의 식<sup>20)</sup>에 의하여 계산한 값이다.

**Table 1.** Chemical compositions of the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits used in this study.

Alloy	Chemical composition (wt. %)					% Carbide
	C	Cr	Si	Mn	Fe	
No. 1	2.42	15.05	1.13	1.35	Bal.	22.9
No. 2	2.4	17.60	0.62	1.08	Bal.	24.0
No. 3	2.95	17.02	1.10	1.30	Bal.	30.5
No. 4	3.03	16.97	0.62	1.84	Bal.	31.5
No. 5	2.82	26.30	0.83	2.27	Bal.	34.0
No. 6	3.31	18.33	0.69	1.95	Bal.	35.7
No. 7	2.95	28.17	0.85	2.35	Bal.	36.7
No. 8	3.44	21.04	0.64	1.91	Bal.	38.8
No. 9	3.17	28.02	0.83	1.97	Bal.	39.3
No. 10	3.51	21.85	0.70	2.05	Bal.	40.1
No. 11	3.39	30.16	0.76	2.00	Bal.	43.2
No. 12	3.59	30.41	0.36	0.27	Bal.	45.8
No. 13	4.12	34.52	0.37	0.27	Bal.	54.6
No. 14	5.10	29.20	0.36	0.22	Bal.	63.7

오버레이용접은 Fig. 1과 같이 SS-FCAW(self-shielding flux cored arc welding) 방법으로 두께 9mm인 SS41연강 모재 위에 용접 와이어를 oscillating함으로써 비드의 폭이 약 55mm가 되도록 용접하였다. 용접 와이어는 단면 형상이 lapped cored wire이며, 합금 분말을 플렉스와 함께 혼합한 후, tubular wire 가공기를 사용하여 외경이 3.2mm로 자체 제조하였다. 모재를 약 200°C로 예열한 후 정전압 30V, 사용 전류 400A에 DC 역전극으로 용접하였으며, 이러한 오버레이용접 조건들을 Table 2에 나타내었다. 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.

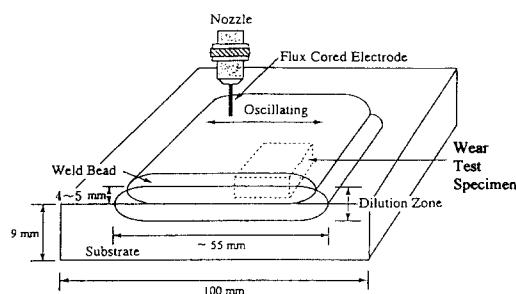


Fig. 1 Schematic diagram illustrating the cross section of the hardfaced layers.

Table 2. Overlay welding conditions.

Arc Voltage	30V (DC)
Welding Current	400A
Electrode Polarity	Positive
Welding Speed	50.8 cm/min.
Electrode Angle	Normal to Plate Surface
Electrode Extension	25.4 ~ 38.0mm
Bead Type	Oscillation
Preheating Temp.	200°C

시편의 미세조직 관찰 및 경도 시험은 용접 층에 수직 되게 절단한 후, 오버레이용접 층 표면에서부터 2mm 아래 지점의 부위에서 실시하였다. 그리고 마모 시험을 위한 마모면 역시 오버레이용접

층 표면에서부터 2mm를 연마하여 제거한 후 남은 오버레이용접 표면에서 내마모성을 측정하였다. 오버레이용접부의 전체적인 경도값은 록크웰 경도기로 그리고 각 미세조직상들의 미세경도값은 비커스경도기로 측정되었다. 오버레이용접부의 미세조직은 미세 연마 후, 부식액(피크린산 1g + 염산 10~20ml + 에틸알코올 100ml)으로 약 수초간 엣칭시킨 후 광학현미경 및 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다. 탄화물의 형상을 조사하기 위한 탄화물 추출은 오버레이용접재를 전해액(아세틸 아세테이트 400ml + 테트라메틸 암모니움 클로라이드 40g + 메타놀 3.56l)에서 30mA, 150mV의 조건으로 20시간 전해부식을 실시하였다.

오버레이용접재의 금힘마모 시험은 ASTM Standard G65-85에 의거하여 dry sand rubber wheel abrasion wear tester를 사용하여 모래 직경 0.15~0.3mm, 모래 공급량 180g/min., 가압 하중 20kg, 휠 회전속도 350rpm, 마모 거리 6.0km(8,400 revolution)의 조건에서 실시하였으며, 각 시료 당 3회 시험 후 시편의 평균 무게 감량을 측정하였다. 마모 실험에 사용된 마모재는 미세경도값이 Hv 870인 SiO<sub>2</sub>로서 Semi-round형상을 가지며, 이것을 Photo. 1에 나타내었다. 그리고 탄화물 및 기지상의 마모 거동을 조사하기 위해서 SEM을 이용하여 마모면을 관찰하였다.

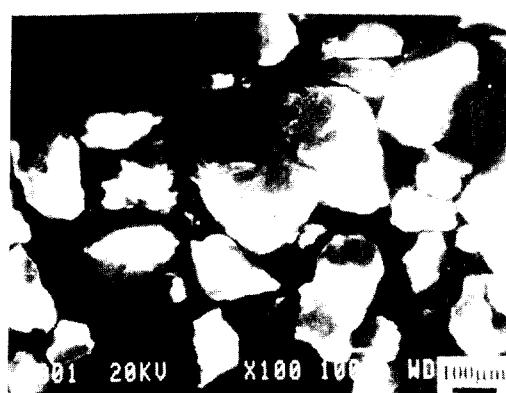


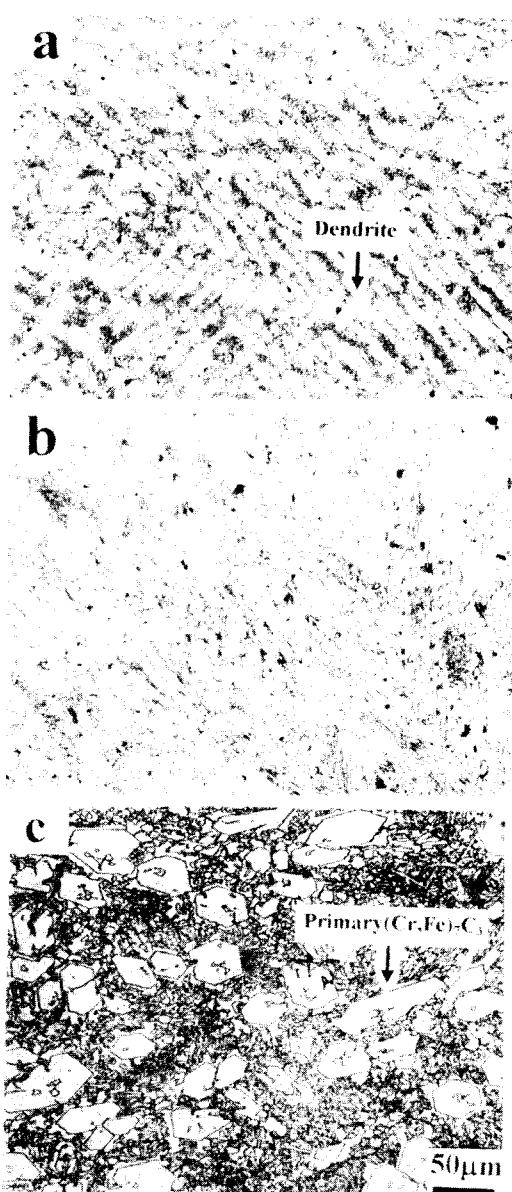
Photo. 1 SEM micrograph of silica abrasive (SiO<sub>2</sub>).

### 3. 실험 결과 및 고찰

#### 3.1 오버레이용접 층의 미세조직 및 경도값

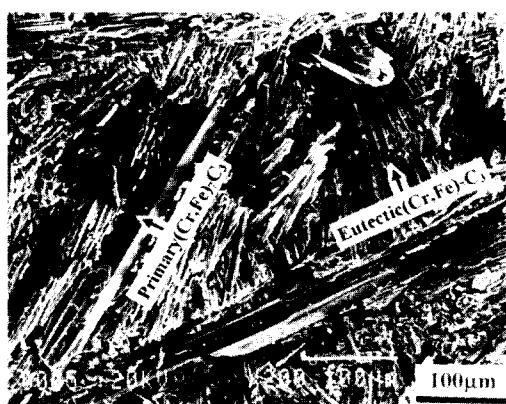
Photo. 2 (a) ~ (c)는 크롬탄화물형 고크롬철계 오버레이합금 중에서 아공정합금(No. 1, No. 3합금)과 과공정합금(No. 13합금)의 전형적인 광학현미경 조직이다. Photo. 2 (a)에 나타낸 아공정합금으로서 크롬탄화물 양이 22.9%인 No. 1합금의 오버레이 용접조직은 20 $\mu\text{m}$ 크기의 수지상인 초정 오스테나이트와 공정조직으로 구성되어 있다. 여기서 공정조직은  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 과 오스테나이트로 구성되어져 있으며, 이는 용접 직후 용융금속으로부터 초정 오스테나이트가 정출된 후 남은 용융금속이 공정온도(1160~1275°C)에서 공정반응에 의하여 분해된 것이다<sup>21~27</sup>. 여기서 수지상인 초정 오스테나이트와 공정 오스테나이트는 상온까지 준 안정상으로 잔류한 것이다. Photo. 2 (b)에 나타낸 No. 3합금은 No. 1합금과 동일한 아공정합금계이나, Table 1에서 보듯이 No. 1합금에 비하여 탄소 및 크롬 양이 증가함으로써 크롬탄화물의 양이 30.5%로 증가하였다. 이것은 No. 3합금의 경우 No. 1합금에 비해서 탄소 및 크롬 양이 증가함으로써 수지상인 초정 오스테나이트 양은 급속히 감소한 반면에 공정조직이 상대적으로 증가하였다. 그 결과 공정조직의 일부인 크롬탄화물 양이 증가하였다. 한편 초정 오스테나이트와 공정조직으로 구성된 아공정합금과는 달리 과공정합금(No. 13합금)은 일차크롬탄화물과 공정조직으로 구성되어 있다. Photo. 2 (c)에 나타낸 크롬탄화물의 양이 54.6%인 No. 13합금의 미세조직은, 약 50 $\mu\text{m}$ 크기의 육각형인 조대한 일차크롬탄화물과 공정조직으로 구성되어 있다. 여기서 일차크롬탄화물은  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 이고<sup>28~29</sup>, 용접 직후 용융금속 중에서 석출되어 육각기둥 형상으로 성장한다. 육각기둥 형상의 일차크롬탄화물이 정출된 후 남은 용융금속은 아공정합금에서와 마찬가지로 공정반응을 일으켜 공정탄화물과 공정 오스테나이트로 분해되어 공정조직을 형성하였다.

Photo. 3은 No. 10합금의 오버레이용접재를 20시간 전해엣칭을 함으로서 오스테나이트상이 제거된

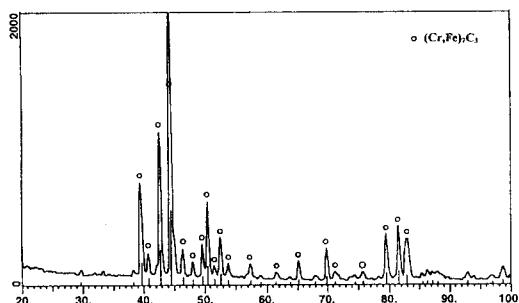


**Photo. 2** Optical micrographs of the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits: (a) the No. 1 alloy (hypoeutectic), (b) the No. 3 alloy (near eutectic), (c) the No. 13 alloys (hypereutectic).

후에 잔존하는 일차크롬탄화물 및 공정 탄화물의 형상을 나타낸 것이다. 일차크롬탄화물 및 공정 탄화물 모두 곧게 성장해 있으며, 일차크롬탄화물의 경우 곧은 육각기둥 형상으로서 육각면이 매우 평坦(faceted)함을 보여 주고 있다.



**Photo. 3** SEM micrograph showing primary  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$  carbides and eutectic  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$  carbides in the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits (No. 10 alloy).



**Fig. 2** X-ray diffraction results of carbides in hardfaced No. 10 alloy.

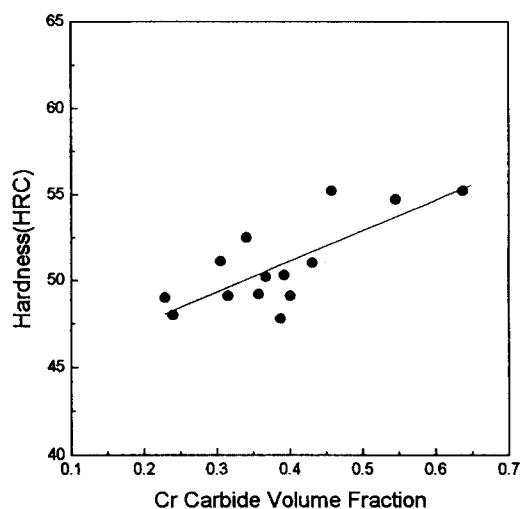
Fig. 2는 No. 10합금의 오버레이용접재를 전해였 칭 하여 탄화물만을 추출한 후, 이들 탄화물을 X 선 회절 시험한 결과이다. 회절 피크 값은  $\text{M}_7\text{C}_3$  [( $\text{Cr}, \text{Fe}$ ) $_7\text{C}_3$  혹은  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ]의 회절값과 일치하였다. 이들 탄화물을 SEM의 EDAX로 성분을 분석한 결과인 Table 3을 보면 일차탄화물 및 공정탄화물

**Table 3.** Chemical compositions of the various carbides in chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits analyzed by EDAX (wt. %).

Alloy	Primary $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$				Eutectic $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$			
	Cr	Fe	Mn	Si	Cr	Fe	Mn	Si
No. 6	-	-	-	-	47.5	49.2	3.26	0.21
No. 10	52.6	44.4	2.99	0.19	51.0	45.8	3.18	0.19
No. 11	67.9	29.6	2.50	0.19	64.0	33.0	2.94	0.25
No. 13	67.0	32.4	0.76	0.20	66.0	33.4	0.72	0.19
No. 14	57.5	42.0	0.74	0.23	52.9	46.4	0.66	0.21

들은 모두 Fe성분을 29% 이상 함유하고 있다. 이는 일차탄화물 및 공정탄화물들은 모두  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 임을 의미한다.

크롬탄화물의 양이 경도값에 미치는 영향을 알아보기 위해서 Table 1에 나타낸 합금들의 오버레이용접부의 경도값을 탄화물 양에 따른 경도값 변화를 조사하여 Fig. 3에 나타내었다. 비슷한 양의 크롬탄화물을 가지는 합금일지라도 합금들 간에는 다소 심한 경도값의 편차를 보이고 있으나, 전체적으로 볼 때 오버레이용접부의 경도값은 크롬탄화물 양이 증가함에 따라 증가하고 있음을 보여 준다.



**Fig. 3** Hardness as a function of the Cr carbide volume fraction in the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits.

그리고 Photo. 2에서 나타낸 바와 같이 이들 고크롬 철계 오버레이 합금재들의 미세조직은 과공정 합금일 경우는 일차크롬탄화물과 공정조직(공정 크롬탄화물 및 공정 오스테나이트 혹은 필라이트) 그리고 아공정합금일 경우는 수지상(오스테나이트)과 공정조직들로 구성되며, 이들 각 상들의 미세경도값을 Table 4에 나타내었다. Table 4에서 일차크롬탄화물의 경도값은 Hv 1284~1467로 매우 높았으며, 크롬탄화물을 둘러싸고 있는 오스테나이트상의 경도값은 Hv 363을 나타내었다. 그리고 미세한 공정크롬탄화물과 오스테나이트상으로 구성되어 있는 공정조직의 경도값은 Hv 578~617을 나타내었다.

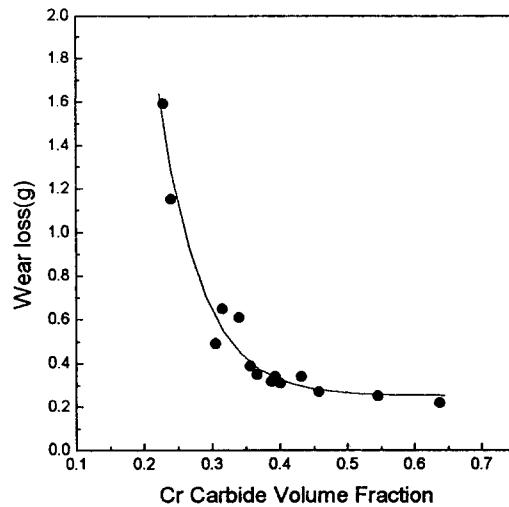
**Table 4.** Vickers hardness of the primary  $M_7C_3$  carbide, eutectic phase and dendritic phase in chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits.

Alloy	Primary $M_7C_3$ Carbide	Eutectic Phase	Dendritic Phase
No. 6	-	579	362
No. 10	1356	578	-
No. 11	1284	579	-
No. 13	1432	617	-
No. 14	1467	599	-

### 3.2 마모거동

Fig. 4는 크롬탄화물형 고크롬 철계 오버레이 용접재들의 미세조직 중에서 크롬탄화물[(Cr, Fe) $_7$ C<sub>3</sub>] 양이 증가함에 따른 마모량의 변화를 나타낸 것이다. Fig. 4에서 크롬탄화물 양이 증가함에 따라 마모량이 감소하는 경향을 나타내었으며, 이것은 크롬탄화물의 양이 많을수록 내마모성이 우수하다는 것을 의미하고 있다. 그리고 본 결과에서 특히 주목해야하는 것은 크롬탄화물 양이 22.9%에서 36%까지 증가하는 동안에 마모량은 1.59g에서 0.39g까지 급격히 감소하였으나, 크롬탄화물 양이 36%에서 63.7%까지 증가하는 동안에는 마모량이 0.39g에서 0.22g까지 다소 완만하게 마모량이 감소하였다는 것이다.

크롬탄화물형 고크롬 철계합금에 있어서 공정조성일 때의 크롬탄화물 양은 36%내외이다<sup>20)</sup>. 본 오버레이용접재 또한 크롬탄화물 양이 36% 이하



**Fig. 4** Wear loss as a function of the Cr carbide volume fraction in the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits. (Load:20kg, Wheel rpm:350, Sliding distance:6km)

인 시료는 전부 아공정합금이며, 그 이상인 시료는 과공정합금이었다. Photo. 2에서 기술한 바와 같이 아공정합금의 경우는 미세조직이 초정 수지상인 일차 오스테나이트와 공정조직으로 이루어져 있으며, 크롬탄화물 양이 36%에서는 공정조직이 100%일 때이다. 그리고 크롬탄화물 양이 36% 이상인 과공정합금의 미세조직은 일차크롬탄화물과 공정조직으로 이루어져 있다. 따라서 Fig. 4의 결과로 부터 수지상 형태로 존재하는 오스테나이트상은 내마모성을 급격히 저해하는 상이며, 일차크롬탄화물은 내마모성 개선에 효과적인 상임을 알 수 있다. 그리고 공정상 및 일차크롬탄화물간의 상대 내마모성은 일차크롬탄화물이 보다 우수하기는 하나 현격하게 차이가 나지 않음을 알 수 있다.

Fig. 4에서 나타낸 바와 같이 크롬탄화물 양이 증가함에 따라 마모량은 그 정도에는 차이가 있으나 계속해서 감소함으로써 크롬탄화물의 양이 많은 과공정합금이 아공정합금 보다 내마모성이 우수하게 나타났다. 이러한 결과는 크롬탄화물형 고크롬 철계합금이지만 오버레이용접재가 아닌 주조재의 내마모성을 검토한 Fulcher<sup>12)</sup>등의 연구 결과인 “크롬탄화물 양이 30% 까지 증가할 때까지는 내마모성이 개선되나 그 이상의 탄화물 양에서부터는 일

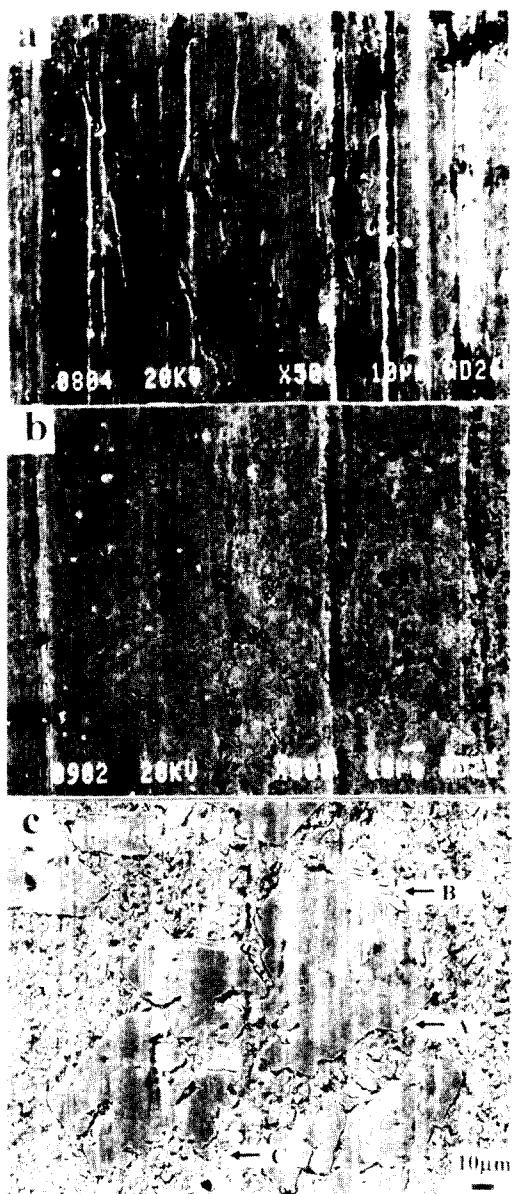
차크롬탄화물이 깨어지면서 오히려 내마모성이 저하된다”는 것과는 차이를 보였다.

### 3.3 마모면 관찰

Photo. 4 (a) ~ (c)는 아공정합금(No. 1합금), 공정합금에 근접한 아공정합금(No. 3합금), 그리고 과공정합금(No. 11합금)에 대한 마모면을 SEM으로 관찰한 것이다. 마모 입자와의 접촉에 의하여 마모면에 형성된 마모자국들은 우선 크롬탄화물 양이 22.9%인 아공정합금(No. 1합금)의 경우 [Photo. 4 (a)]에는 긁힌 자국의 폭이 8 $\mu\text{m}$  내외인 깊고 선명한 긴 마모자국과 마모면 전면에 무수히 많이 존재하는 보다 작은 1~2 $\mu\text{m}$ 내외의 마모자국들이 혼재되어 관찰되고 있다.

크롬탄화물 양이 30.5%로 증가한 공정합금에 근접한 아공정합금(No. 3합금)의 마모자국들 [Photo. 4 (b)]은 No. 1합금의 마모자국과 비교할 때 마모자국의 수와 크기(깊이 및 폭)는 현저히 작아졌다. 이것은 크롬탄화물 양이 증가함에 따라서 마모면에 부가되는 전체 하중 중에서 마모 저항성이 높은 크롬탄화물 입자들이 반계되는 하중 분률은 증가하게 되고, 그 결과 긁힌 마모자국의 깊이와 폭이 작아지게 되었음을 나타내고 있다. 그리고 이들 크롬탄화물들이 마모입자들에 의하여 기지상과 함께 cutting되면서 형성되는 마모자국의 크기는 작아진 반면에, 마모면에는 전반적으로 크롬탄화물을 중심으로 크롬탄화물 주위에 다수의 크레이 발생된 상태로 크롬탄화물이 마모면에 다소 돌출되어져 있다.

한편 크롬탄화물 양이 43.2%로 더욱 많아진 과공정합금(No. 11합금)의 경우 [Photo. 4 (c)]에는 조대한 일차크롬탄화물은 물론이고 대부분의 공정탄화물 까지 마모면에서 뚜렷이 돌출되어 관찰되고 있다. 이는 크롬탄화물들이 마모면에서 내마모성을 개선시키는 강화상으로 작용하고 있음을 보여준 것이다. 그리고 아공정합금의 마모면에서 관찰된 수 $\mu\text{m}$  크기의 깊고 뚜렷한 마모자국은 전혀 관찰되지 않았으며, 단지 micro-cutting에 의하여 형성된 매우 미세한 마모자국만이 관찰된다. 그리고 일차크롬탄화물의 마모면에서는 단지 탄화물의 외각부 일부(화살표 B)만이 주위의 기지상이 크롬탄화물을 지지해 주지 못함으로 해서 미세균열이



**Photo. 4** SEM micrographs showing low stress abrasion wear surfaces after RWAT for the specimens of (a) the No. 1 alloy containing 22.9% Cr carbides, (b) the No. 3 alloy containing 30.5% Cr carbides, and (c) the No. 11 alloy containing 43.2% Cr carbides.

발생되어 극소수 떨어져 나간 것이 관찰된다. 그러나 마모면 전반에 존재하는 일차크롬탄화물들은 일부 균열이 발생되어 있기는 하지만, 균열의 발생에 의하여 탄화물이 떨어져 나감으로써 마모가 급속히 진행된 흔적은 전혀 발견되지 않았다. 다만 micro-cutting에 의하여 균일하게 마모되어 본 재료의 탄화물 간 간격인 5~10 $\mu\text{m}$ 에 훨씬 못미치는 1 $\mu\text{m}$  이하의 매우 미세한 긁힘 자국만이 다수 존재하고 있다. 그리고 조대한 일차크롬탄화물 내에 미세 기공이 존재하는 경우에는 이를 미세 기공에서부터 시작한 마모자국(화살표 A) 또한 관찰된다. 그리고 기지상인 공정조직에는 존재하는 마모자국(화살표 C)이 일차크롬탄화물을 만나면서부터는 일차크롬탄화물에는 마모자국을 형성하지 못하였음을 관찰 할 수 있다. 이는 일차크롬탄화물들이 공정탄화물과 비교할 때 보다 우수한 내마모성을 가지는 강화상으로 작용하고 있음을 나타낸 것이다.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 크롬탄화물 양을 변화시킨 크롬탄화물형 고크롬 철계 오버레이 용접재의 저응력 긁힘 내마모성을 측정하였으며, 이 내마모성에 미치는 미세조직의 영향을 크롬탄화물의 양에 따라 비교 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 크롬탄화물 양에 따른 크롬탄화물형 고크롬 철계 오버레이 용접재의 경도 및 내마모성은 증가하였다.

2) 크롬탄화물 양에 따른 마모 거동은 공정합금을 기준으로하여 아공정합금재의 경우에는 크롬탄화물 양이 22.9%에서 36%까지 증가함에 따라서 마모량은 1.75g에서 0.39g까지 급격히 감소하였다. 그리고 과공정합금재의 경우에는 크롬탄화물 양이 36%에서 63.7%까지 증가하는 범위에서는 마모량이 0.38g에서 0.22g까지 다소 완만하게 마모량이 감소하였다. 이것은 수지상 형태로 존재하는 오스테나이트상은 내마모성이 열악한 상이였으며, 일차크롬탄화물 및 공정크롬탄화물은 모두 내마모성을 개선시키는 강화상으로 작용하였음을 알 수 있었다.

3) 마모면의 관찰 결과, 크롬탄화물 양이 적은

아공정합금의 마모양상은 미세한 공정크롬탄화물과 공정오스테나이트, 그리고 초정 오스테나이트 조직이 동시에 cutting되어 깊고 곧은 마모 자국을 형성하면서 마모가 진행되었다. 그러나 조대한 일차크롬탄화물을 가지면서 크롬탄화물의 양이 많은 과공정합금의 마모양상은 일차크롬탄화물과 공정크롬탄화물들이 마모면에 돌출되어 내마모성을 개선시키는 강화상으로 작용하였다.

#### 후 기

마모시험 결과해석에 많은 도움을 주신 포항공과대학교 김 낙준교수, 포항산업과학연구원의 안상호박사께 감사 드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. K. G. Budinski: Surface Engineering for Wear Resistance, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, NJ, 1988, pp. 242-87.
2. American Society for Metals, Metals Handbook, vol. 6, Welding, Brazing and Soldering, Metals Park, Ohio, ASM, 9th ed., 1983, pp. 771-803.
3. J. L. Henderson and J. H. Bulloch: "Alloy Classification of Hardfacing Materials", Int. J. Pres. Ves. and Piping, Vol. 44, (1991) pp. 127-158.
4. 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) pp. 121-125.
5. T. Ellis and G. G. Garrett: "Influence of Process Variables in Flux Cored Arc Welding of Hardfacing Deposits", Surface Engineering, Vol. 2, No. 1, (1986) pp. 55-66.
6. G. L. F. Powell: "The Microstructure of Hypereutectic Cr-C Hard Surfacing Deposits and Its Dependence on Welding Variables", Australian Welding Research, Jan. (1979) pp. 16-23.
7. W. R. Thorpe: "The Effect of Welding Vari-

- ables in Automatic Open-Arc Hardfacing with an Austenitic Chromium Carbide Alloy", Metals Forum, Vol. 3, No. 1, (1980) pp. 62-73.
8. J. D. Watson and P. J. Mutton: "Evaluation of the Wear Resistance of Hardfacing Alloys", Australian Welding Research, Nov., (1981) pp. 1-15.
  9. 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.
  10. C. E. C. Rense, G. R. Edwards and H. R. Frost: J. Materials for Energy Systems, Vol. 5, No. 3, (1983) pp. 149-159.
  11. C. P. Tabrett, I. R. Sare and M. R. Ghoshmashchi: "Microstructure-property Relationships in High Chromium White Iron Alloys", International Materials Reviews, Vol. 41, No. 2, (1996) pp. 59-82.
  12. 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) pp. 313-325.
  13. K-H Z. Gahr and D. V. Doane: "Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons", Met. Trans. A, 11A, April, (1980) pp. 613-620.
  14. S. V. Prasad and T. H. Kosel: "A Study of Carbide Removal Mechanism during Quartz Abrasion I: IN SITU Scratch Test Studies", Wear, Vol. 92, (1983) pp. 253-268.
  15. K-H Z. Gahr: "Microstructure and Wear of Materials", Elsevier, Tribology Series 10, Amsterdam, 1987, pp. 417
  16. 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) pp. 71-76
  17. 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.
  18. N. Axen and K. -H. Zum Gahr: "Abrasive Wear of TiC-Steel Composite Clad Layers on Tool Steel", Wear, Vol. 157, (1992) pp. 189-201.
  19. 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) pp. 89-101.
  20. F. Maratray: "Choice of Appropriate Compositions for Chromium-Molybdenum White Irons", AFS Trans., Vol. 79, (1971) pp. 121-124.
  21. J. T. H. Pearce: "The Use of Transmission Electron Microscopy to Study the Effect of Abrasive Wear on the Matrix Structure of a High Chromium Cast Iron", Wear, Vol. 89, (1983) pp. 333-344.
  22. T. Ohide and G. Ohira: "Solidification of High Chromium Alloyed Cast Iron", Br. Foundryman, Vol. 76, No. 1, (1983) pp. 7-14.
  23. H. S. Avery and H. J. Chapin: "Hard-Facing Alloys of the Chromium Carbide Type", The Welding Journal, Oct., (1952) pp. 917-930.
  24. R. S. Jackson: "The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metastable System", J. of the Iron & Steel Institute, Feb. Vol. 208, (1970) pp. 163-167.
  25. M. Hillert and C. Qiu: "Thermodynamic Assessment of the Fe-Cr-Ni-C System", Metall. Trans., Vol. 22A, (1991) pp. 2187-2198.
  26. W. R. Thorpe and B Chicco: "On the Formation of Duplex Eutectic Carbides in Commercially Important White Irons", Materials Science and Engineering, Vol. 51, (1981) pp. 11-19.
  27. G. L. F. Powell: "Morphology of Eutectic  $M_3C$  and  $M_2C_3$  in White Iron Castings", Metals Forum, Vol. 3, No. 1, (1980) pp. 37-46.