

研究論文

고크롬 철계 오버레이용접층의 굽힘마모거동에 미치는 기지상의 영향

백 응 룰*

Effect of Matrix 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 (굽힘마모), Overlay Welding (오버레이 용접)

Abstract

The effect of matrix phase (austenite, pearlite, martensite) 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 matrix phase, a series of alloys with different matrix phase by changing the ratio of Cr/C system by heat treatment were employed. The alloys were deposited twice on a mild steel plate using 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). Even though formation of pearlite phase in the matrix showed higher hardness than that of austenite, there was no observable difference in wear resistance between the pearlite and austenite phase for the same amount of chromium-carbide in the matrix. On the other hand, the formation of martensitic phase, from heat treated austenitic alloys (high content of Cr), enhanced wear resistance due to its fine secondary precipitates.

1. 서 론

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 마모에 의하여 손상된 부위를 보수하는 오버레이용접재로 널리 이용되고

* 1997년 11월 7일 접수

* 정회원, 포항산업과학연구원 소재연구부

있다¹⁻³⁾.

오버레이 용접한 크롬탄화물형 고크롬 철계합금의 미세조직은 다량의 고경질 (Hv1200~1800) 크롬계 탄화물[(Cr, Fe)₇C₃]과 이들 탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상으로 구성된다. 그리고 기지상은 합금 성분 및 제조조건(냉각조건 및 열처리 여부) 등에 따라 오스테나이트, 펄라이트, 마르텐사이트, 그리고 이들 각 상들이 혼합된 상태로 존재할 수 있다. 이와같이 다양한 종류의 기지상을 가질 수 있는 오버레이 용접한 크롬탄화물형 고크롬 철계합금의 내마모성은 경질상인 크롬탄화물 뿐만 아니라 기지상 또한 매우 중요한 영향을 미친다.

각기 다른 용력 조건 하에서 굽힘마모 시험을 한 Watson 등⁴⁾의 연구 결과에 의하면, 오버레이용접한 상태의 기지상이 마르텐사이트상인 경우는 오스테나이트상일 때 보다 내마모성이 열악한 것으로 보고되고 있다. 그러나 Avery등⁵⁾은 오버레이용접한 상태에서 기지상이 오스테나이트상인 경우와 이를 열처리함으로써 기지상을 마르텐사이트상으로 변태시킨 재료들 간의 상호 굽힘 내마모성을 비교 시험한 결과, 저용력 굽힘마모시험 조건에서는 기지상이 마르텐사이트상이거나 오스테나이트상이나 상호 비슷한 내마모성을 나타내었으며, 그리고 고용력 굽힘마모시험 조건에서는 기지상이 마르텐사이트상일 때가 오스테나이트상일 때에 비해서 거의 2배 가까이 내마모성이 우수하였다고 보고하였다. 이와 같이 상호 상반된 결과를 보이고 있는 오버레이용접재에 대한 기존의 마모시험 결과들을 살펴보면 무엇보다도 다양한 종류의 기지상이 체계적으로 제조되지 않은 상태에서 상호 마모량에 대한 단순 비교치를 중심으로 보고 되고 있는 실정이다.

따라서 본 연구에서는 크롬탄화물형 고크롬 철계 오버레이용접재의 저용력 굽힘마모거동을 파악하기 위하여 크롬탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상의 종류에 따른 영향을 중심으로 살펴보았다. 시험 오버레이용접재는 크롬탄화물 양이 32.5%인 아공정합금에서 부터 크롬탄화물 양이 63.7%인 과공정합금 까지 사용 하였으며, 용접와이어의 함유 합금성분 중의 Cr/C 첨가 비율을 조절하거나 용착금속을 열처리함으로써 기지상을 오스테나이트, 펄라이트 그리고 마르텐사이트로 각기 달리 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 재료는 Cr과 C의 양을 달리하여 용착금속의 크롬탄화물 양을 32.5%~63.7%까지 변화시킨 크롬탄화물형 고크롬 철계 오버레이 합금재이며, 용착금속의 대략적인 화학조성과 크롬탄화물 양을 Table 1에 나타내었다. 이때 용착금속의 미세조직 중에서 크롬탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상은 Cr/C비가 5.5 이상인 경우(No.1~No.6합금)에는 오스테나이트상을 가지고, Cr/C비가 4.8 이하인 경우(No.7~No.9합금)에는 펄라이트상을 가지게끔 Cr/C 비가 다르게 제조하였다. 그리고 Cr/C비에 따라서 각각 오스테나이트상 및 펄라이트상인 이들 재료는 용접 후 후열처리 하여 기지상을 모두 마르텐사이트상으로 변화시켰다. Table 1에서 크롬탄화물의 양은 Maratray의 식⁶⁾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. %)					Cr/C	% Carbide
	C	Cr	Si	Mn	Fe		
No. 1	3.31	18.33	0.69	1.95	Bal.	5.5	35.7
No. 2	2.95	28.17	0.85	2.35	Bal.	9.6	36.7
No. 3	3.51	21.85	0.70	2.05	Bal.	6.2	40.1
No. 4	3.39	30.16	0.76	2.00	Bal.	8.9	43.2
No. 5	4.12	34.52	0.37	0.27	Bal.	8.4	54.6
No. 6	5.10	29.20	0.36	0.22	Bal.	5.7	63.7
No. 7	3.51	8.07	0.60	1.90	Bal.	2.3	32.5
No. 8	4.35	13.13	0.70	1.86	Bal.	3.0	45.7
No. 9	5.23	24.50	0.33	0.20	Bal.	4.8	62.8

오버레이용접은 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 플럭스와 함께 혼합한 후, tubular wire 가 공기를 사용하여 외경이 3.2mm로 자체 제조하였

다. 모재를 약 200℃로 예열한 후 정전압 30V, 사용 전류 400A에 DC 역전극으로 용접하였다. 1층 오버레이용접부의 두께는 4~5mm이며, 모재쪽으로의 용입 깊이는 1.0~1.5mm였다. 시험에 사용된 재료는 2층 용접한 것을 사용하였으며, 2층 용접한 시료의 오버레이용접 층 두께는 약 8~9.2mm였다.

오버레이용접한 시편의 후열처리는 1,000℃에서 4시간 유지시킨 후 공냉하고 이를 다시 250℃에서 2시간 유지시킨 후 공냉하였으며, 이 열처리 조건은 Gahr 등의 실험결과⁷⁾를 참조하였다.

시편의 미세조직 및 경도 시험은 용접 층에 수직 되게 절단한 후, 오버레이용접 층 표면에서 부터 2mm 아래 지점의 부위에서 실시하였다. 그리고 마모 시험을 위한 마모면 역시 오버레이용접 층 표면에서 부터 2mm를 연마하여 제거한 후 남은 오버레이용접 연마면에서 내마모성을 측정하였다. 오버레이용접부의 전체적인 경도값은 록크웰경도기로 그리고 각 미세조직상들의 미세경도값은 비커스경도기로 측정되었다. 오버레이용접부의 미세조직은 미세 연마 후 부식액(피크린산 1g + 염산 10~20ml + 에틸알코올 100ml)으로 약 수초간 부식시킨 후 광학현미경 및 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다.

오버레이용접재의 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 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 SiO₂로서 semi-round형상이다. 그리고 탄화물 및 기지상의 마모 거동을 조사하기 위해서 SEM을 이용하여 마모면을 관찰하였다.

3. 실험 결과

3.1 오버레이용접 층의 미세조직

3.1.1 Cr/C(4.8) 재의 미세조직

Photo. 1 (a), (b)는 Table1에서 Cr/C비가 4.8이

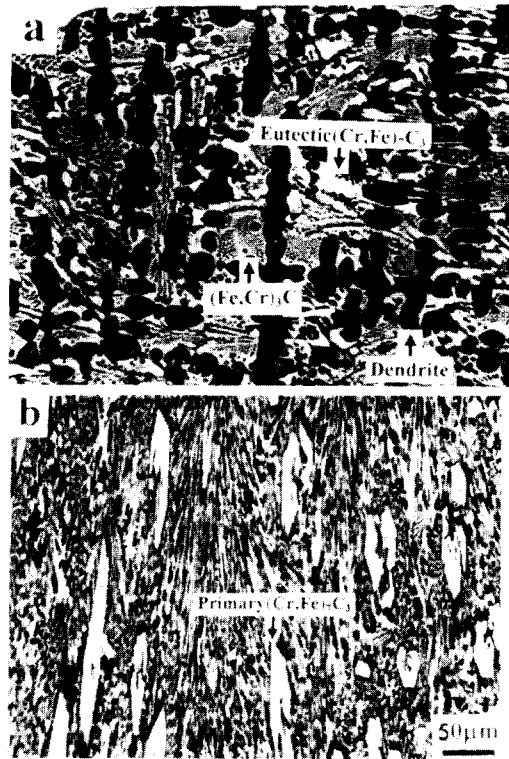
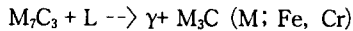


Photo. 1 Optical micrographs of the chromium-carbide type high Cr white iron hardfacing weld deposits(Cr/C<4.8): (a) the No.7 alloy (hypoeutectic), and (b) the No.8 alloy (hypereutectic).

하인 합금들 중에서 아공정합금인 No.7합금과 과공정합금인 No.8합금의 오버레이용접층의 광학현미경 조직사진이다. 아공정인 No.7합금의 용접부 미세조직인 Photo.1 (a)를 살펴보면 검은 색인 구형의 수지상이 관찰된다. 여기서 수지상이 검게 나타나는 것은 용융금속으로부터 일차적으로 형성된 오스테나이트 수지상이 800℃근처의 공석반응 온도 이하의 온도에서 페라이트와 M₃C(M:Fe, Cr)로 분해되어, 페라이트와 M₃C 간의 간격이 0.2µm 이하인 미세한 펄라이트상⁸⁾으로 변태되었기 때문이다. 그리고 탄화물의 경우는 공정 탄화물과 함께 망상의 포정 탄화물[(Fe,Cr)₃C]이 함께 관찰되는데 여기서 망상의 포정 탄화물은 크롬함유량이 12% 이하로 낮을 경우에 1183℃에서 다음과 같은 유사포정반응에 의해 형성된다⁹⁾.



여기서 공정탄화물과 망상의 포정탄화물은 Fig. 1의 X-선회절 시험 결과 및 EPMA에 의한 탄소성분을 제외한 탄화물의 성분 분석 결과에 의하면, 공정탄화물은 $(Cr, Fe)_7C_3$ 이었으며, 포정탄화물(81%Fe+15%Cr+4.6Mn+0.2%Si)은 $(Fe, Cr)_3C$ 으로 확인되었다. 과공정인 No. 8합금의 미세조직을 나타낸 Photo. 1 (b)는 $(Cr, Fe)_7C_3$ 탄화물인 육각기 등 형상의 50 μ m 크기의 조대한 일차크롬탄화물이 용융금속으로부터 일차적으로 형성되고, 남은 액상이 공정온도에서 $(Cr, Fe)_7C_3$ 탄화물인 공정 탄화물과 공정 오스테나이트로 형성된다. 그리고 공정 오스테나이트는 다시 공석반응에 의해서 페라이트와 $(Fe, Cr)_3C$ 로 분해됨으로서 검은 색으로 보이는 미세한 펄라이트상으로 변태되어 일차크롬탄화물 및 공정탄화물들을 둘러 싸고 있는 기지상이 된다.

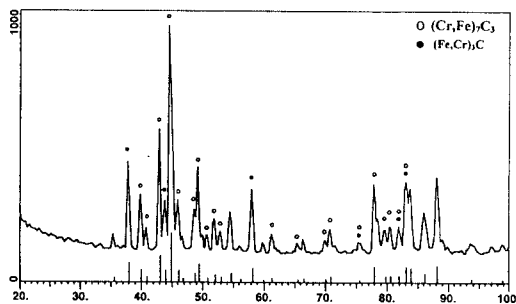


Fig. 1 X-ray diffraction results of carbides in hardfaced No. 7 alloy.

3.1.2 Cr/C>5.5 재의 미세조직

Photo. 2 (a), (b)는 크롬탄화물형 고크롬철계 오버레이합금 중에서 거의 공정합금에 근접한 아공정합금(No. 1합금)과 과공정합금(No. 4합금)의 전형적인 광학현미경 조직이다. 아공정합금으로서 크롬탄화물 양이 35.7%인 No. 1합금의 오버레이 용접조직(Photo. 2 (a))을 살펴보면 20 μ m크기의 수지상인 초정 오스테나이트는 거의 존재하지 않고 일부만 조금 남아 있으며 대부분이 공정조직으로 구성되어 있다. 여기서 공정조직은 $(Cr, Fe)_7C_3$ 과 오스테나이트로 구성되어져 있음을 알 수 있다. 여기서 수지상인 초정 오스테나이트와 공정 오스테나이트는 상온까지 준 안정상으로 잔류한 것이다.

한편 초정 오스테나이트와 공정조직으로 구성된 아공정합금과는 달리 과공정합금인 No. 4합금의 미세조직(Photo. 2 (b))을 살펴보면 50 μ m크기의 육각형인 조대한 일차크롬탄화물 $[(Cr, Fe)_7C_3]$ 과 공정조직(공정 탄화물과 공정 오스테나이트)으로 구성되어 있음을 알 수 있다.

여기서 일차크롬탄화물 및 공정 탄화물들을 둘러 싸고 있는 기지상으로써 상온 준안정상인 오스테나이트는 본 시험에서 관찰된 바와 같이 Cr/C비를 낮게 하거나, Mn/Si비를 낮추거나¹⁰⁾, Mo와 같은 경화능 개선 원소를 첨가하거나^{11,12)}, 용접 시 모재의 예열 온도를 높여 냉각 속도를 느리게 할 때¹³⁾ 공석온도에서 페라이트와 $(Fe, Cr)_3C$ 로 분해된 미세한 펄라이트로 보다 용이하게 변태될 수 있다.

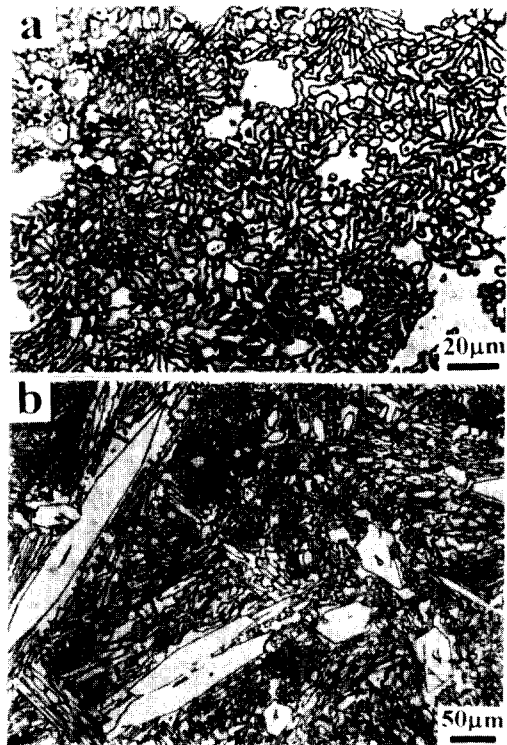


Photo. 2 Optical micrographs of the chromium-carbide type high Cr white iron hardfacing weld deposits (Cr/C>5.5): (a) the No. 1 alloy (near eutectic), and (b) the No. 4 alloy (hypereutectic).

3.2 후열처리의 영향

3.2.1 미세조직

Photo. 3 (a) ~ (c)는 Table 1의 오버레이합금계 중에서 Cr/C비가 8.9(No.4합금), 5.7(No.6합금), 4.8(No.9합금)인 과공정 고크롬철계 합금을 열처리한 후 연마면을 과도하게 전해부식을 하여 기지상을 녹여냄으로서 탄화물의 존재를 노출시킨 후 SEM으로 관찰한 것이다. Photo. 3으로 부터 조대한 일차크롬탄화물과 공정크롬탄화물은 전술한 오버레이용접조직에서와 동일하나, 기지상에 존재하는 미세한 이차 석출탄화물들은 후열처리 공정을 거침으로써 새로 생성된 것임을 알 수 있다. 후열처리에 의해 생성된 이차탄화물들의 형상을 살펴 보면 Cr/C비가 8.9로 높은 No.4합금의 경우는(Photo. 3 (a) 참조) 크기가 $0.5\mu\text{m}$ 이하인 rod형상의 탄화물과 입자상이 함께 석출하였다. 그러나 Cr/C비가 5.7인 No.6합금의 경우는(Photo. 3 (b) 참조) rod형상의 탄화물은 거의 보이지 않으면서 입자형상의 탄화물들이 대부분을 차지하고 있다. 그리고 Cr/C비가 4.8인 No.9합금의(Photo. 3 (c) 참조) 경우 또한 석출 탄화물의 형상은 입자형상이며 석출된 양은 No.6합금에 비해서 매우 적음을 알 수 있다. 이는 No.9합금의 경우 No.6 혹은 No.4합금에 비해서 기지상에 고용된 Cr함량이 낮기 때문이다^{14,15}.

Photo. 4는 열처리한 No.4합금의 기지상 중에 석출한 이차탄화물을 TEM으로 관찰한 것이다. Photo. 4에서 이차탄화물을 관찰해 보면 길쭉한 형상이나 입자형상이나 모두 한 방향으로 미세한 실선이 존재하고 있음을 알 수 있다. 이는 탄화물 내에 존재하는 적층결합이 존재하고 있음을 보여주는 것이다¹⁶. 이들 이차탄화물들은 Photo. 5의 microdiffraction pattern으로 부터 분석해 본 결과 M_7C_3 형 탄화물 구조 중에서 Orthorhombic구조를 가지는 Fe_7C_3 ¹⁷와 일치하는 것으로 밝혀졌다. 실제 이들 탄화물을 EDAX로 성분분석을 한 결과를 보면 Cr과 Fe성분이 주요성분으로 분석되는 것을 종합해 볼 때 $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ 이면서 Orthorhombic구조인 탄화물인 것으로 결론지을 수 있다.

Photo. 3 (a) ~ (c)에서 관찰된 바와 같이 후열처리 도중에 기지상은 미세한 이차 탄화물들은 석출 시킴으로서 고용된 Cr 및 C의 함량이 저하됨으로



Photo. 3 SEM micrographs of the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits after destabilization treatment ($1,000\text{ }^\circ\text{C}/4\text{Hr.} \rightarrow 250\text{ }^\circ\text{C}/2\text{Hr.}$): (a) the No. 4 alloy, (b) the No. 6 alloy, and (c) the No. 9 alloy.



Photo. 4 Bright field TEM micrograph of the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfaced No.4 alloy after destabilization treatment (1,000℃/4Hr. →250℃/2Hr.).

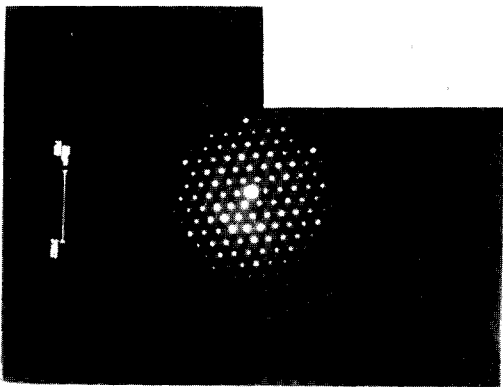


Photo. 5 Microdiffraction pattern of secondary precipitated carbide in the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfaced No.4 alloy after destabilization treatment (1,000℃, 4Hr. →250℃/2Hr.).

써 냉각 도중에 마르텐사이트상으로 변태된다. Table 2는 오버레이용접 직후 기지상이 No.1~No.6합금은 100% 오스테나이트, No.7~No.9합금은 100% 펄라이트인 고크롬 철계 오버레이합금을 후열처리 한 후의 잔류오스테나이트상의 분율을 나타낸 것이다. Table 2로부터 기지상 중에서 잔류오스테나이트상의 분율은 5.9~27.5%이며, 나머지는 전부 마르텐사이트상으로 변태되었음을 알 수 있다.

Table 2. Retained austenite content of the destabilization heat treated chromium carbide type high Cr iron hardfacing weld deposits.

Specimens	No. 2	No. 3	No. 4	No. 5
Retained austenite content, %	15.6	13.6	9.3	25.1
Specimens	No. 6	No. 7	No. 8	No. 9
Retained austenite content, %	8.6	27.5	5.9	14.7

3.2.2 경도값

Fig. 2는 Table 1의 No.1~No.6합금재들의 후열처리 전후의 경도값 변화를 나타낸 것이다. 전반적으로 후열처리를 함으로써 경도값이 증가하였음을 알 수 있다. 오버레이용접한 No.1합금의 미세조직 중에서 기지상인 오스테나이트의 경도값은 Hv 362~376였다. 그러나 후열처리를 한 No.3및 No.4의 기지상 경도값은 Hv 514및 Hv 592였다. 이와 같이 후열처리를 한 시료의 기지상이 후열처리를 통하여 이차탄화물을 함유한 마르텐사이트상으로 변함으로써 경도값이 증가하였고, 그 결과 시료의 전체 경도값 또한 증가하였다.

한편 Cr/C비가 4.8 이하인 Table1의 No.7~No.9합금재들의 후열처리 전후의 경도값 변화를 Fig. 3에 나타내었다. 이 결과에 의하면 Fig. 2의 No.1~No.6합금에서와는 달리 후열처리 후 경도값이 증가하는 현상은 나타나지 않았다. 후열처리를 한 No.8합금 시료의 기지상 경도값은 Hv 346이었다. 이는 No.7합금의 용접 직후의 기지상 조직이 매우 미세한 펄라이트상이었으며, 이때 경도값이 Hv 313~459였음을 감안할 때 후열처리를 함으로써 기지상의 경도값이 향상되지 않았음을 알 수 있다.

이는 기지상에 고용된 크롬 함량이 낮아 후열처리 후 이차탄화물이 미량 석출됨으로써 경도값의 증가에는 영향을 미치지 않았던 것으로 사료된다.

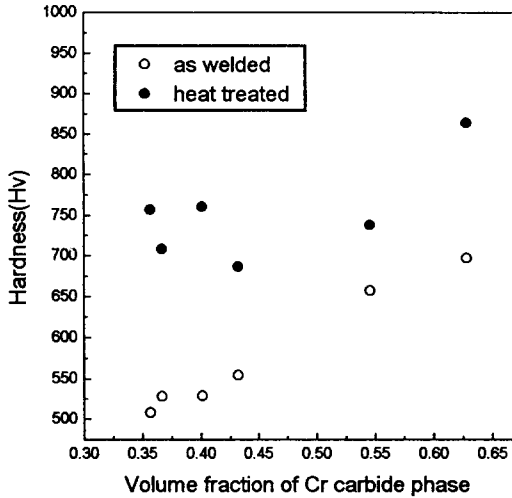


Fig. 2 Hardness as a function of the Cr carbide volume fraction in the as-welded and the destabilization treated chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing alloys (Cr/C > 5.5).

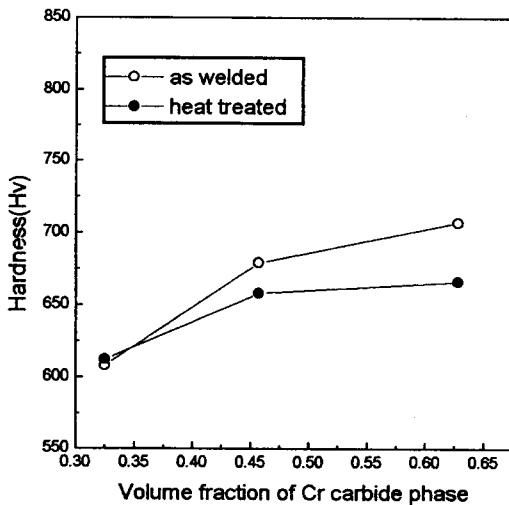


Fig. 3 Hardness as a function of the Cr carbide volume fraction in the as-welded and the destabilization treated chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing alloys (Cr/C < 4.8).

3.4 마모거동

크롬탄화물형 고크롬철계 오버레이용접재들의 기지상(오스테나이트 혹은 펄라이트)을 후열처리 함으로서 이차 탄화물이 석출된 마르텐사이트로 변화되었을 때의 저응력 굽힘마모 거동을 조사하였다.

Fig. 4는 기지상이 오스테나이트인 No. 1~No. 6합금재 (Cr/C비가 5.5이상)에 대하여, Fig. 5는 기지상이 펄라이트인 No. 7~No9합금재 (Cr/C비가 4.8이하)에 대하여 후열처리 전 후의 내마모성을 크롬탄화물 양에 따른 변화 거동을 나타낸 것이다. Fig. 4로부터 오버레이용접 직 후 기지상이 오스테나이트인 No. 1~No. 6합금재 (Cr/C비가 5.5이상)의 경우는 후열처리를 함으로써 내마모성이 매우 많이 향상되었음을 알 수 있다. 그러나 Fig. 5를 살펴보면 오버레이용접 직 후 기지상이 펄라이트인 No. 7~No9재 (Cr/C비가 4.8이하)의 경우는 후열처리 전후의 내마모성이 거의 변하지 않았음을 알 수 있다.

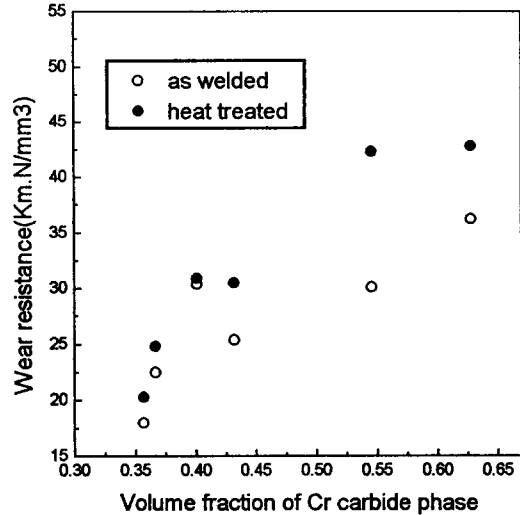


Fig. 4 Wear resistance as a function of the Cr carbide volume fraction in the as-welded and the destabilization treated chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing alloys (Cr/C > 5.5). (Load: 20kg, Wheel rpm: 350, Sliding distance: 6km).

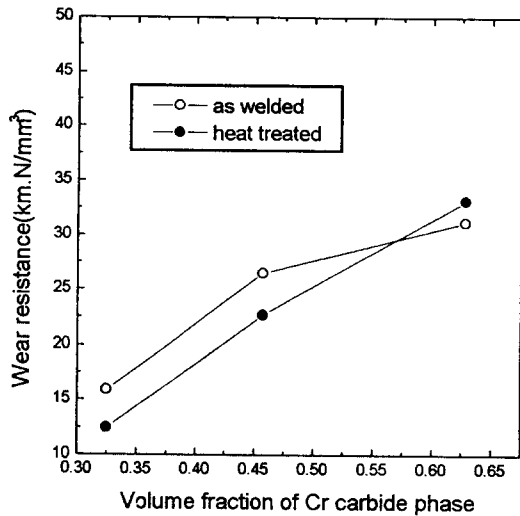


Fig. 5 Wear resistance as a function of the Cr carbide volume fraction in the as-welded and the destabilization treated chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing alloys (Cr/C<4.8). (Load:20kg, Wheel rpm: 350, Sliding distance:6km).

Photo. 6 (a), (b)는 기지상이 오스테나이트인 No. 6합금 (Cr/C비:5.7)과 기지상이 펄라이트인 No. 9합금 (Cr/C비:4.8)을 후열처리한 후 마모시험한 마모면을 SEM으로 각각 관찰한 것이다. 후열처리를 한 No. 6합금 및 No. 9합금의 마모양상은 공히 후열처리 전의 오버레이용접 상태의 과공정합금의 마모양상¹⁸⁾과 동일함을 알 수 있다. 즉 일차크롬탄화물들은 마모면에 우선 돌출되어 있으며, 깨어져 탈락된 흔적은 발견되지 않는다. 마모면에 일차크롬탄화물들이 돌출되어 있다는 것은 이들 크롬탄화물들이 내마모성을 개선시키는 강화상으로서의 주도적인 역할을 하였음을 보여주는 증거이다.

그리고 Photo. 6 (a), (b)에서 조대한 일차크롬탄화물 주위의 공정조직 영역(공정탄화물+기지상)을 자세히 살펴 보면, 후열처리에 의해 탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상이 다수의 이차 석출탄화물을 가지는 고경도 (Hv514-592) 마르텐사이트로 변한 No. 6합금의 마모면(Photo. 6 (a) 참조)이 후열처리에 의해 기지상이 크게 강화되지 못한 No. 9합금의 마모면(Photo. 6 (b) 참조)에 비해서 보다 평

활한 마모면을 가지고 있다. 즉 No. 9 합금의 마모면인 Photo. 6 (b)에서는 공정조직 영역(공정탄화물+기지상)의 일부분이 마모입자에 의해 공정탄화물들이 떨어져나감으로써 패인 자국(화살표 A)이 다수 존재하며, 동시에 비교적 크기가 작은 10 μ m 크기의 크롬탄화물들에 많은 균열(화살표 B)이 다수 관찰된다. 이는 No. 9합금의 기지상이 No. 6합금의 기지상에 비해서 크롬탄화물을 견고히 잡아 주는 역할이 미약하였기 때문에 크기가 작은 탄화물들이 쉽게 변형되면서 균열이 다수 발생한 결과이다. 이는 곧 No. 9합금의 후열처리 후 내마모성 개선 효과가 적게 나타난 것을 설명해 준다.

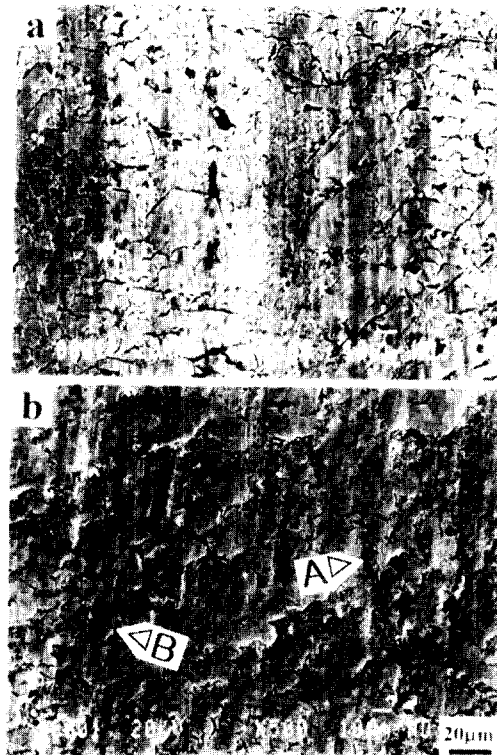


Photo. 6 SEM micrographs showing the low stress abrasion wear surfaces after RWAT for the destabilization treated specimens of (a) the No. 6 alloy containing 63.6% carbides, and (b) the No. 9 alloy containing 62.8% carbides.

4. 고 찰

기지상이 펠라이트, 오스테나이트 혹은 마르텐사이트로 달라짐에 따라 마모면에서 기지상 및 탄화물이 마모되어가는 양상에는 근본적인 변화를 주지 않았다. 그리고 내마모성은 Cr/C비 차이로 인해 기지상이 펠라이트 혹은 오스테나이트로 서로 다를 경우에는 뚜렷한 차이를 발견할 수 없었다 (Fig. 4, Fig. 5 참조). 시험재의 전체 경도값은 기지상이 오스테나이트인 시험재에 비해서 펠라이트인 시험재가 높았기 때문에 (Fig. 2, Fig. 3 참조), 내마모성은 기지상이 펠라이트인 시험재가 우수할 것으로 생각되었으나 실제로는 기지상의 경도값 차이가 내마모성에는 거의 큰 영향을 주지 않았다. 이는 굽힘마모에 있어서 시험재의 경도값(H)과 마모입자의 경도값(Ha)의 비 즉 H/Ha값이 0.6 이하일 때는 H값의 변화에 따른 내마모성의 변화는 거의 없으나, 0.6 이상일 때 부터는 H값이 증가함에 따라 내마모성이 급격히 개선된다는 결과^{19, 20)}로 미루어 볼 때, 본 시험재의 경우 기지상인 오스테나이트와 펠라이트의 경도값에 대한 마모입자인 실리카의 경도값(Hv 870)의 비가 각각 0.42, 0.36~0.52로서 모두 0.6이하 였기 때문에 기지상이 오스테나이트 혹은 펠라이트로 달라진다 해도 내마모성에는 큰 영향을 미치지 못하였던 것으로 판단된다.

한편 후열처리 공정을 통하여 오버레이용접재의 기지상인 오스테나이트 및 펠라이트를 이차탄화물이 석출된 마르텐사이트로 변태 시킨 후 후열처리 전 후의 내마모성 변화를 살펴 본 Fig. 4와 Fig. 5의 결과에 의하면 시험재의 합금성분 중에서 Cr/C비가 4.8이하인 경우와 5.5이상인 경우가 달랐다. 즉 Cr/C비가 4.8이하인 경우는 오버레이용접재의 미세조직 중 기지상이 펠라이트이며 후열처리 후의 기지상은 이차탄화물의 양이 매우 적은 마르텐사이트로 변태됨으로서 경도값의 변화가 거의 발생하지 않았다. 그러나 Cr/C비가 5.5이상인 경우에는 기지상이 오스테나이트(Hv 365)며 후열처리 후 이차탄화물이 다량 석출된 마르텐사이트로 변태되었고 경도값 또한 Hv 514~592로 매우 많이 향상되면서 내마모성 또한 15~40% 까지 향상되었다. 후열처리에 의해 기지상이 강화되었기 때문에 기

지상의 양이 보다 많은 시험재일수록 즉 크롬탄화물 양이 작은 시험재일수록 후열처리에 의한 내마모성 개선 효과가 크게 나타날 것으로 추측되었다. 그러나 실제로는 후열처리에 의한 내마모성의 개선 정도는 크롬탄화물 양이 40% 이하인 시험재(No. 1, No. 2합금)에서는 15% 내외로 향상된 반면에 크롬탄화물 양이 55~62% 내외로 일차크롬탄화물이 다량 존재하는 과공정 합금(No. 5, No. 6합금)에서는 20~40%로 보다 높은 내마모성 개선이 이루어졌다. 이는 후열처리에 의해 기지상의 내마모성이 개선됨으로써 시험재 전체의 내마모성이 향상되었을 뿐만 아니라, 기지상이 강화됨으로써 마모면에서는 크롬탄화물과 기지상 간의 마모로 인한 높이 차이가 줄어들고 그 결과 크롬탄화물이 마모입자로 부터 보다 적은 응력을 받게 되거나, 기지상이 강해져 공정크롬탄화물의 변형을 보다 강하게 지지해 줌으로써 공정크롬탄화물의 마모 손상이 줄어들어 내마모성이 개선된 것으로 판단된다.

그리고 Cr/C비가 다름에 따라 후열처리 후의 내마모성 개선 정도에 차이가 나는 것은 후열처리에 의한 내마모성 개선 효과가 단순히 기지상이 오스테나이트나 펠라이트가 마르텐사이트로 바뀌었기 때문인 것 보다는 마르텐사이트 내에 내마모성이 우수한 이차크롬탄화물이 다량 석출되었기 때문인 것으로 판단된다. 이는 Cr/C비가 높은 시험재일수록 오버레이용접 상태의 미세조직 중에서 기지상에 고용되는 크롬 함량은 많아지기 때문¹⁴⁾에, 고용되어 있는 크롬 함량이 많은 기지상일수록 후열처리 후에 석출되는 이차크롬탄화물의 양은 많아지게 된다. 따라서 본 연구 결과인 Cr/C비가 5.5이상인 시험재인 경우에만 후열처리 후의 내마모성 개선 효과가 나타났다는 사실과 오버레이용접 직후의 기지상이 오스테나이트인 것과 마르텐사이트인 것과의 내마모시험 결과 마르텐사이트인 시험재의 내마모성이 오히려 열악하였다는 Watson 등의 연구결과⁴⁾를 종합해 볼 때 다음과 같은 결론을 도출할 수 있다. 즉 Cr/C비가 높은 오버레이용접재를 후열처리 함으로써 얻어진 이차크롬탄화물이 다량 함유된 마르텐사이트일 때 만이 오스테나이트일 때 보다 우수한 내마모성을 가질 수 있다.

따라서 결론적으로 내마모성이 가장 우수한 크롬탄화물형 고크롬철계 오버레이용접재는 가능한

크롬탄화물을 많이 함유하고 동시에 크롬탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상은 합금성분 중 Cr/C비가 높아 후열처리를 함으로써 이차크롬탄화물 양 또한 많이 함유한 마르텐사이트인 경우라고 결론지을 수 있다.

5. 결 론

본 연구에서는 크롬탄화물형 고크롬철계 오버레이 용접재에 있어서 크롬탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상(Cr/C비, 후열처리 조절)의 종류에 따른 저용력 굽힘 내마모성을 측정하고 비교 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 일차크롬탄화물 및 공정크롬탄화물을 둘러싸고 있는 기지상은 Cr/C비가 5.5이상인 경우에는 오스테나이트로 존재하였고, Cr/C비가 4.8이하인 경우에는 오스테나이트가 펄라이트와 (Fe, Cr)₃C로 분해된 펄라이트였다. 그리고 동일한 크롬탄화물 양인 조건에서, 시험재의 경도값은 기지상이 펄라이트인 경우가 오스테나이트일 때 보다 높았음에도 불구하고 내마모성은 서로 큰 차이가 없었다.

2) Cr/C비가 5.5이상일 때 만이 후열처리 후의 내마모성 개선 효과가 나타났다. 이는 단순히 기지상이 오스테나이트나 펄라이트가 마르텐사이트로 변화되었기 때문인 것 보다는 마르텐사이트 내에 내마모성이 우수한 이차크롬탄화물이 다량 석출되었기 때문인 것으로 판단된다.

3) 후열처리에 의한 내마모성의 개선 정도는 크롬탄화물 양이 40% 이하인 시험재에서는 15% 내외로 향상된 반면에 크롬탄화물 양이 55~62% 내외로 일차크롬탄화물이 다량 존재하는 과공정 합금에서는 20~40%로 보다 높은 내마모성 개선이 이루어졌다. 이는 후열처리에 의해 보다 내마모성이 우수한 기지상으로 바뀌므로써 내마모성이 개선되는 효과 뿐만 아니라, 마모면에서 강화상으로 작용하는 크롬탄화물을 기지상이 효과적으로 지지해 줌으로써 내마모성이 개선된 효과 또한 크게 작용하였음을 알 수 있었다.

후 기

마모시험 결과 및 미세탄화물 해석에 많은 도움을 주신 포항공과대학교 김 낙준교수, 포항산업과학연구원의 안 상호박사, 박 우진박사께 감사드립니다.

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. J. D. Watson and P. J. Mutton: "Evaluation of the Wear Resistance of Hardfacing Alloy", Australian Welding Research, Nov., (1981) pp.1-15.
5. H. S. Avery and H. J. Chapin: "Hardfacing Alloys of the Chromium Carbide Type", The Welding Journal, Oct., (1952) pp.917-930.
6. F. Maratray: "Choice of Appropriate Compositions for Chromium-Molybdenum White Irons", AFS Trans., Vol. 79, (1971) pp.121-124.
7. 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.
8. R. B. Gundlach: "Microstructure, Hardness and Abrasion Resistance of As-Cast 17.5% Chromium White Irons", AFS Transactions, Vol. 82, (1974) pp.309-316.
9. 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.
10. S. H. Lee, S. H. Choo, E. R. Baek, S. H. Ahn and N. J. Kim: "Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in High-Chromium White Iron Hardfacing Alloys", *Metall. Trans.*, Vol. 27A, (1996) pp. 3881-3891.
 11. J. Dodd and J. L. Parks: "Factors Affecting the Production and Performance of Thick-Section High Chromium-Molybdenum Alloy Iron Castings", *Metals Forum*, Vol. 3, No. 1, (1980) pp. 3-27.
 12. T. E. Norman, A. Solomon and D. V. Doane: "Martensitic White Irons for Abrasion-Resistance Castings", *A. F. S. Trans.*, Vol. 67, (1959) pp. 242-256.
 13. H. Drzeniek, M. Kowalski and E. Lugscheider: "Wear-Resistant Hardfacing with Cored Wire Electrodes of Fe-Cr-C Alloy's", *Surfacing Journal*, Vol. 16, No. 4, (1985) pp. 121-125.
 14. M. Hillert and C. Qiu: "Thermodynamic Assessment of the Fe-Cr-Ni-C System", *Metall. Trans.*, Vol. 22A, (1991) pp. 2187-2198.
 15. 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.
 16. 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.
 17. S. Nagakura and S. Oketani: "Structure of transition Metal Carbides", *Transactions ISIJ*, Vol. 8, (1968) pp. 265-294.
 18. 백응률: "고크롬 철계 오버레이용접층의 크힘마모거동에 미치는 크롬탄화물 양의 영향", *대한용접학회지*, 제16권, 제1호, (1998) 125-133.
 19. R. C. D. Richardson: "The Wear of Metals by Relatively Soft Abrasives", *Wear*, Vol. 11, (1968) pp. 245-275.
 20. T. H. Kosel and N. F. Fiore: "Abrasive Wear in Multiphase Microstructures", *J. Materials for Energy Systems*, Vol. 3, Sept., (1981) pp. 7-27.