

# 크롬탄화물형 크롬백철 오버레이 용착금속에서의 (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>의 경도특성

백 응 룰

\*영남대학교 신소재공학부

## Characteristics of Hardness of (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> in the Chromium-Carbide-Type Chromium White Iron Hardfacing Weld Deposits

Eung-Ryul Baek\*

\*School of Materials Science &amp; Engineering, Yeungnam University, Gyeongsan 712-749, Korea

### Abstract

The effect of chemical constituents of (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide phase on its hardness in the chromium-carbide type Cr white iron hardfacing weld deposits has been investigated. In order to examine (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide phase, a series of filler metals with varying chromium contents was used. The alloys were deposited once or twice on a mild steel plate using the self-shielding flux cored arc welding process. The hardness of (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide phase was measured by the micro-Vickers hardness test. It was shown that hardness of (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide phase increased with increasing Cr content in (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide phase. This behavior of the hardness of (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide phase was explained by the types of chemical bonds that hold atoms together in (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide phase.

\* Corresponding author : erbaek@yumail.ac.kr

(Received September 22, 2004)

Key Words : Chromium white iron hardfacing alloy, Chromium carbide, Hardness of chromium carbide, (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, overlay welding

## 1. 서 론

크롬탄화물형 크롬백철(chromium-carbide-type Chromium white iron, C:2.5~6.0wt.%, Cr:10~40wt.%)은 가격이 매우 저렴하면서 우수한 내마모 특성을 가지기 때문에 백주철 보다 우수한 내마모성을 가지는 27%Cr + 2.74C계 주조합금<sup>1)</sup>이 1917년에 처음으로 개발된 이래 현재까지 주조합금<sup>2)</sup> 뿐만 아니라 내마모 오버레이 용 용가재<sup>3)</sup>로도 가장 많이 상용되고 있다. 연강의 모재 위에 두께 2~10mm 정도의 크롬탄화물형 크롬백철을 오버레이시켜 제조하는 내마모 판재의 마모특성은 오버레이 용가재의 합금 성분과 용접 조건에 따라 결정되는 용착금속의 미세조직에 의존한다. 특히 크롬탄화물형 크롬백철의 뛰어난 내마모성은 미세조직내에 고정질 크

롬계 탄화물[(Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>]이 다량 존재하기 때문인 것으로 알려져 있다<sup>4-14)</sup>.

크롬탄화물형 크롬백철의 기계적 성질 및 내마모성은 주로 미세조직 중에 다량 존재하는 경질상의 특성(탄화물 양, 크기 및 모양) 관점에서 연구되어져 왔으며, 부가적으로는 경질상을 둘러싸고 있는 기지상의 특성 관점에서 검토되어져 왔다<sup>12,15-19)</sup>. 그리고 고정질 크롬계 탄화물은 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 탄화물로서 경도값이 연구자들의 대상 시험편에 따라서 Hv 1,000 ~ 1,800로 넓은 범위의 값으로 분포하며, 또한 Cr 원소 이외에 Fe, Mn, Mo, V 등은 잘 고용되는 반면에 Cu, Ni, Si 등은 거의 고용되지 않는 것<sup>11,15)</sup>으로 확인되어졌다. 그러나 크롬탄화물의 경도값이 왜 이렇게 넓은 범위의 값으로 나타나는지, 크롬탄화물에 왜 어떤 성분은 용이하게 고용되고 또는 고용이 안되는지, 그리고 이들 고용원소

성분들과 탄화물의 경도값 사이에는 어떠한 상관성이 있는지에 대해서는 그간의 연구가 미진한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 오버레이용접한 크롬탄화물형 크롬백철의 미세조직 중에 존재하는  $(Cr,Fe)_7C_3$ 형 크롬탄화물의 경도값과  $(Cr,Fe)_7C_3$ 형 크롬탄화물내에 고용된 원소 성분들과의 상관성을 규명하기 위해서, 크롬 함유량이 각기 다른 오버레이용접와이어를 사용하여 용착금속의 크롬성분량이 달라짐에 따른  $(Cr,Fe)_7C_3$ 형 크롬탄화물내의 Cr 및 Fe 성분의 고용거동과 그에 따른 크롬계 탄화물의 경도값 거동을 중심으로 살펴보았다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 재료는 주로 크롬 양을 달리하여 용착금속의 크롬 성분비가 13~35%까지 변화시킨 크롬탄화물형 크롬백철 오버레이용가재이며, 용착금속의 대략적인 화학조성과 크롬탄화물 양을 Table 1에 나타내었다. Table 1에서 크롬탄화물의 양은 Maratray의 식[ % 탄화물 =  $12.33(\%C) + 0.55(\%Cr) - 15.2$ ]<sup>20</sup>에 의하여 계산한 값이다.

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 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, 모재측으로의 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, 오버레이용접 층 표면에서 부터

**Table 1** Chemical compositions and vol.% of  $(Cr,Fe)_7C_3$  of the chromium-carbide-type chromium white iron hardfacing weld deposits used in this study

Alloy	Chemical composition(wt.%)					%
	C	Cr	Si	Mn	Fe	
No.1	4.35	13.13	0.70	1.86	Bal.	45.7
No.2	5.23	24.50	0.33	0.20	Bal.	62.8
No.3	4.12	34.52	0.37	0.27	Bal.	54.6

**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

2mm 아래 지점의 부위에서 실시하였다. 오버레이용접 부의 미세조직은 미세 연마 후, 부식액(피크린산 1g + 염산 10~20ml + 에틸알코올 100ml)으로 약 수초간 에칭시킨 후 광학현미경으로 관찰하였다. 육각 형상의  $(Cr,Fe)_7C_3$ 형 크롬탄화물의 미세경도값은 마이크로 비커스 경도기로 단면 크기가 30~50 $\mu$ m크기의 조대한 일차 크롬탄화물을 대상으로 7회 측정하여 평균 산출했다. 그리고 일차 크롬탄화물의 화학성분 분석은 주사전 자현미경의 EDX로 분석하였다.

## 3. 실험 결과

### 3.1 오버레이용접 층의 미세조직

오버레이 용접의 경우 연강(mild steel: 0.1~0.2% C + Fe)의 모재위에 고합금의 오버레이 용가재를 용착 시킴에 따라 연강의 모재 일부(본 실험의 경우 4~5mm 오버레이시킬 경우 1~1.5mm 모재가 회석됨)가 녹아 용가재 성분과 섞이게 된다. 모재의 회석 영향으로 모재와 용융부의 경계면인 용융선(fusion line)이 오버레이 용접부 중에서는 가장 낮은 합금원소 성분을 가지게 되며, 오버레이층 표면부로 갈수록 모재의 회석 영향이 줄어들어 용가재의 성분에 가까운 합금이 된다. 통상적으로 크롬탄화물형 크롬백철 용가재를 사용한 경우 용융선 부근에는 오스테나이트상이 초정도로 석출하는 아공석합금 조성이 되며, 표면부로 감에 따라 일차 크롬탄화물이 석출하는 과공석합금으로 변하게 된다. 또한 아공석합금 조성에서 과공석 합금 조성으로 변하면서 석출되는 일차 크롬탄화물의 경우에 있어서도 크롬탄화물의 크기 또한 미세한 크롬탄화물이 석출되다가 표면부로 감에 따라 점차 조대한 크롬탄화물이 석출된다. 한편 동일한 성분의 용가재를 사용한다하여도 모재의 두께, 용접 속도, 입열양 등에 따라 회석률이 달라지므로 오버레이 용접층의 성분이 달라질 수 밖에 없음을 잘 알려진 사실이다.

본 연구에서는 오버레이 용접층에 있어서 존재하는 이상의 불균일성을 감안하여 오버레이 용접층의 표면에

서 2mm이하의 위치면에 존재하는 부위의 미세조직을 대상으로 관찰하였다.

본 실험에 사용한 세 종류의 크롬탄화물형 크롬백철 오버레이 용가재는 모두 과공정합금으로서 No.1~3합금의 광학현미경 조직을 Photo.1에 나타내었다. 과공정합금은 Photo.1에서 보여주는 바와 같이 흰색의 육각형상이고 대략 20~50 $\mu$ m크기의 조대한 일차 크롬탄화물과 이를 둘러싸고 있는 공정조직으로 구성되어 있다. 여기서 일차 크롬탄화물은 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>이고<sup>21-24)</sup>, 용접 직후 용융금속 중에서 석출되어 육각기둥 형상의

로 성장한다. 육각기둥 형상의 일차 크롬탄화물이 정출된 후 남은 용융금속은 공정반응을 일으켜 공정 탄화물과 공정 오스테나이트로 분해되어 공정조직을 형성한다.

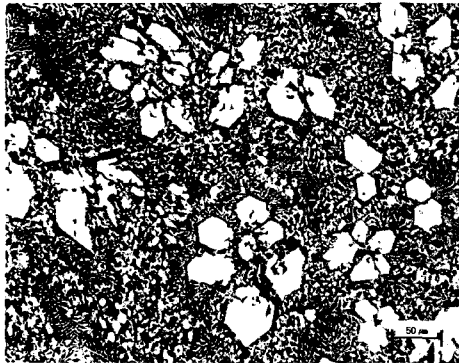
### 3.2 일차 크롬탄화물의 화학성분 및 미세경도값

본 연구에서는 용접층의 표면에서 2mm이하의 위치면에 존재하는 일차 크롬탄화물을 대상으로 경도값 및 성분을 분석하였다. 그리고 분석 대상 일차 크롬탄화물 또한 40 $\mu$ m 내외의 것 만을 상대로 하였으며, 분석 위치 또한 일차 크롬탄화물의 중심과 모서리 간의 중간 위치를 택함으로써 가능한 실험 오차를 줄이고자 했다.

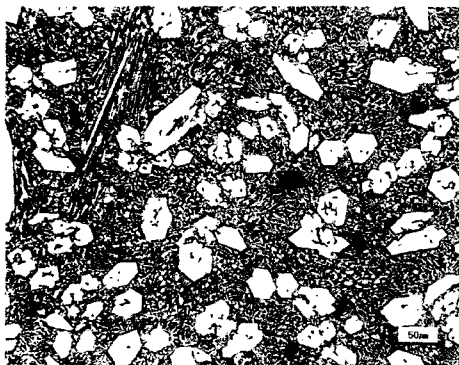
크롬탄화물형 크롬백철 오버레이합금(No.1~3)의 용접층 미세조직 중에 존재하는 일차 크롬탄화물의 화학성분을 EDX로 분석한 결과와 일차 크롬탄화물의 미세 경도값을 Table 3에 나타내었으며, 여기서 화학성분은 탄소성분을 제외한 나머지 구성 성분들간의 백분율로 나타내었다.

Table 3에서 용착금속의 크롬성분 함유량이 13.13%로 제일 낮은 No.1합금에서의 일차 크롬탄화물 중 크롬성분 함유량은 38%였다. 그리고 용착금속의 크롬성분 함유량이 24.5%인 No.2합금과 34.52%인 No.3합금의 경우에는 미세조직 중에 존재하는 일차 크롬탄화물의 크롬성분 함유량은 각각 49%와 67%로 증가하였다. 이는 크롬성분 함유량이 높은 용착금속일수록 석출되는 일차 크롬탄화물인 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 탄화물에서의 크롬성분 함유량은 증가하며, 대신에 Fe성분 함유량은 감소함을 보여주었다.

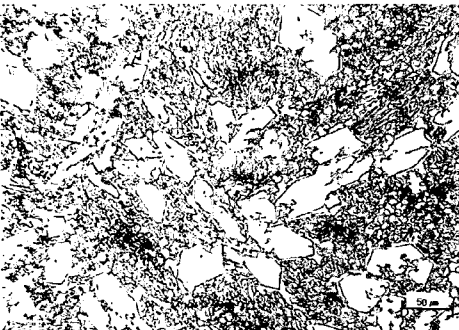
일차 크롬탄화물의 미세 경도값을 Table 3에 나타내었다. 용착금속의 크롬성분 함유량이 13.13%로 제일 낮은 No.1합금에 석출된 일차 크롬탄화물 의 경도값은 Hv 1,284였다. 그리고 용착금속의 크롬성분 함유량이 24.5%인 No.2합금과 34.52%인 No.3합금의 경우에는 일차 크롬탄화물의 경도값은 각각 Hv 1,399와 Hv 1,464로 증가하였다. 이는 일차 크롬탄화물인 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>



(a)



(b)



(c)

**Photo 1** Optical micrographs of the chromium-carbide-type chromium white iron hardfacing weld deposits. (a) No.1 alloy, (b) No.2 alloy, (c) No.3 alloy

**Table 3** Chemical compositions and Vicker hardness of the primary chromium carbides((Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>) in the chromium-carbide-type chromium white iron hardfacing weld deposits analyzed by EDX(wt.%)

Alloy	Primary (Cr,Fe) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>				Vickers hardness
	Cr	Fe	Mn	Si	
No. 1	38.0	58.5	3.3	0.2	1,284±52
No. 2	49.0	51.0	0.8	0.2	1,399±79
No. 3	67.0	32.0	0.8	0.2	1,464±32

형 탄화물의 구성 성분 중에서 크롬성분 함유량이 높고 대신에 Fe성분 함유량이 낮은 탄화물일수록 그 탄화물의 경도값은 높은 값을 나타내고 있음을 보여주었다. 이는  $M_7C_3$ 형 크롬계탄화물에서 M 자리의 성분을 구성하는 주요 원소인 크롬과 철원소들의 비율에 따라 탄화물의 경도값이 크게 달라짐을 의미하며, 동시에 이는 곧  $M_7C_3$ 형 크롬계탄화물에 고용되는 합금원소의 제어를 통해서 크롬계 탄화물의 경도값을 변화시킬 수 있음을 보여주는 사실이다.

#### 4. 고 찰

$Cr_7C_3$ 는 육방정구조( $a=1.389$ ,  $c=0.4523nm$ )이고, C/Cr 원자 반지름비가 0.609이다. C/Cr 원자 반지름비가 침입형탄화물(interstitial carbide)이 될 수 있는 상한치 값인 0.59를 약간 상회함에 따라 탄소원자가 팔면체 자리에 놓이게 되면서 약간의 격자변형을 유발하나 그 정도는 매우 미미하여  $Cr_7C_3$ 는 침입형탄화물과 중간체탄화물(intermediate carbide)의 경계상에 놓인 탄화물로 알려져 있다<sup>25)</sup>. 이러한  $Cr_7C_3$ 이 철계합금의 미세조직 중에서 석출될 경우에는 Table 3에서 살펴본 바와 같이 다량의 철 성분이 고용되고, 고용되는 철 성분 함량이 증가할 수록 크롬탄화물의 경도값은 직선적으로 감소함을 본 실험을 통해서 알 수 있었다.

본 연구에서는 철 성분이  $Cr_7C_3$ 에 매우 용이하게 고용되는 현상을 크롬과 철 원자의 크기 및 결정구조 측면에서 그리고  $Cr_7C_3$ 에 고용되는 철 성분 함량이 증가함에 따라서 크롬탄화물의 경도값이 직선적으로 감소하는 현상을 탄소-크롬, 탄소-철 간의 결합형태의 차이로 해석하고자 한다.

철 원자가  $Cr_7C_3$ 에 고용될 경우에는 크롬 원자의 위치에 철 원자가 치환형으로 고용된다. 금속에서 치환형으로 고용하는 경우에는 상호 치환하고자 하는 원소들의 원자크기, 결정구조, 전기음성도, 그리고 가전자 수 등이 중요하다는 것은 널리 알려진 사실이나 탄화물을 구성하는 금속성분 원소에 대한 상호 치환에 대한 것은 아직 체계적으로 연구되지 않고 있다. 크롬과 철 원자에 대한 원자크기, 결정구조, 그리고 전기음성도를 Table 4에 나타내었다. Table 4를 살펴보면 크롬과 철 원소는 상호 동일한 원자구조를 가지고 있고 동시에 원자반경비가 0.64% 밖에 차이가 없이 거의 같은 크기의 원자크기임을 알 수 있다. 그리고 전기음성도 값 또한 1.6(Cr)과 1.7(Fe)로 큰 차이가 없다는 점<sup>26)</sup>을 고려할 때 금속에서의 치환형 고용 현상과 큰 차이점이 없이  $Cr_7C_3$ 에서도 철 원소는 크롬 원소의 자리에 쉽게

**Table 4** Atomic radii and lattice structure of dissolved alloying elements in the primary chromium carbides[(Cr,Fe) $_7$ C $_3$ ] in the chromium-arc-type chromium white iron hardfacing weld deposits

Element	Atomic Radii (nm)	Lattice structure	Group in the periodic table of the elements	Electro-negativity value <sup>26)</sup>
Cr	0.1249	BCC	VI	1.6
Fe	0.1241	BCC	VIII	1.7

치환될 수 있었던 것으로 판단된다.

체심입방체인 순수 크롬 금속이 탄소원자를 수용하여 탄화물이 되기 위해서는 탄소원소를 충분히 수용할 수 있는 팔면체 침입 자리를 가진 육방정계 구조로 바뀐다. 순수 금속에서 탄화물로 변화하면서 원자간 결합형태 또한 금속-금속 원자들간의 금속결합에서 금속-탄소 원자간 결합형태가 추가된다. 따라서 탄화물 내의 원자간 결합형태는 금속-금속간 금속결합과 금속-탄소간 공유결합의 혼합으로 이루어지게 된다<sup>25)</sup>.

탄화물 내의 원자간 결합형태가 금속-금속 원자간의 금속결합과 금속-탄소 원자간의 공유결합의 혼합으로 이루어져 있지만 개별 탄화물에 있어서 이들 금속결합과 공유결합 중에서 어느 결합형태가 더 주도적으로 이루어져 있는가는 Table 5에 나타난 바와 같이 탄화물을 구성하는 금속원소의 가전자수에 따라 즉 원소주기율표 상에서 위치하는 족(Group)에 따라 달라진다<sup>25)</sup>. 즉 주기율표 상에서 4족에 위치하는 금속원소(Ti, Zr, Hf)들의 탄화물들은 5족원소(V, Nb, Ta)와 6족원소(Cr, Mo, W)들의 탄화물에 비해서 공유결합 특성이 보다 강하고 대신 금속결합 특성은 약한 것으로 알려져 있다. 반대로 6족원소들로 구성된  $Cr_7C_3$ ,  $Mo_2C$ ,  $W_2C$ 와 같은 탄화물들은 5족원소 탄화물인 VC, NbC와 4족원소 탄화물인 TiC, ZrC, HfC와 같은 탄화물들에 비해서 금속결합 특성이 보다 우세하고 대신 공유결합 특성은 약한 것으로 알려져 있다<sup>25)</sup>.

4족원소들의 탄화물들이 5족 및 6족원소들의 탄화물에 공유결합 특성이 보다 강한 것은 4족원소들의 4개의 최외각전자와  $sp^3$  혼성화된 탄소원자의 4개의 최외각전자가 일대일로 결합함으로써 전자밴드 구조의 결합부분을 가득채울 수 있을 확률이 보다 높기 때문이다. 따라서 7족(Mn, Re) 및 8족(Fe, Ru)원소들은 5족 및 6족원소들에 비해서 가전자 수가 많다. 따라서 7족(Mn, Re) 및 8족(Fe, Ru)원소들로 형성된 탄화물인 경우에는 탄화물 내에서 이들 금속원자들의 가전자는

탄소원자의 가전자와의 공유결합할 확률 보다는 금속결합에 참여할 확률이 훨씬 높아질 것으로 예상되기 때문에 5족 및 6족원소들의 탄화물에 비해서 금속결합 특성이 보다 강하게 나타날 것이며 대신에 공유결합 특성은 보다 약하게 나타날 것이다.

이제 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>와 (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물을 상호 비교해 보자. Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>의 크롬(6족)자리에 주기율표상에서 8족에 속하는 철 원소가 치환형으로 일부 고용되면 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>는 (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>로 변하게 된다. (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물에 있어서의 구성원소들간의 결합형태에 대해서는 그간 알려진 바는 없다. 그러나 Table 5에서 제시가 되어 있고, 앞에서 논의된 바에 의하면 6족 원소인 크롬에 비해서 8족 원소인 철 원소는 (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물 내에서 보다 금속결합 특성을 강하게 나타낼 것이다. 따라서 (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물은 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물보다 금속결합 특성이 보다 강할 것이며, 대신에 공유결합 특성은 보다 약하게 나타낼 것으로 판단된다.

8족 원소인 철 원소가 고용된 (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물에 있어서 구성원자들 간의 결합특성이 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물에 비해서 보다 금속결합 특성이 강하고 공유결합 특성이 약할 것이라는 추론은 일차 크롬탄화물인 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 탄화물의 구성 성분 중에서 크롬성분 함유량이 높고 대신에 Fe성분 함유량이 낮은 탄화물일수록 그 탄화물의 경도값은 높은 값을 나타낸 Table 3의 결과를 해석해 줄 수 있는 근거가 된다. 즉 공유결합 특성이 강한 4족원소 탄화물인 TiC, ZrC, HfC와 같은 탄화물들의 경도값은 금속결합 특성이 점차 우세하게되는 5족원소 탄화물인 VC, NbC, TaC와 6족원소들로 구성된 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Mo<sub>2</sub>C, W<sub>2</sub>C와 같은 탄화물들의 경도값보다 높은 값을 가진다<sup>27)</sup>. 이는 공유결합이 금속결합보다 강한 결합력을 나타낸다는 사실을 고려할 때, 금속결합보다 강한

결합력을 가진 공유결합의 특성이 우세한 탄화물일수록 보다 높은 경도값을 나타낼 것이다. 즉 (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물보다는 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물이 보다 높은 경도값을 가질 것이며, 또한 (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 탄화물 중에서는 크롬 성분이 높고 철 성분이 낮은 탄화물일수록 보다 높은 경도값을 가질 것이다.

### 5. 결 론

본 연구에서는 오버레이용접한 크롬탄화물형 크롬백철의 미세조직 중에 존재하는 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 크롬탄화물의 경도값과 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 크롬탄화물내에 고용된 원소 성분들과의 상관성을 규명하기 위해서 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 크롬탄화물에서의 Cr 및 Fe 성분의 고용거동과 그에 따른 크롬계 탄화물의 경도값 거동을 살펴본 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 크롬성분 함유량이 높은 용착금속일수록 석출되는 일차 크롬탄화물인 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 탄화물에서의 크롬성분 함유량은 증가하며, 대신에 Fe성분 함유량은 감소하였다. 크롬과 철 원소는 상호 동일한 원자구조를 가지고 있고, 거의 같은 크기의 원자크기이며, 그리고 전기음성도 값 또한 1.6과 1.7로 큰 차이가 없기 때문에 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>에서 철 원소는 크롬 원소의 자리에 쉽게 치환될 수 있었던 것으로 판단된다.

2) 일차 크롬탄화물인 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 탄화물들은 구성 성분 중에서 크롬성분 함유량이 높고, 대신에 Fe성분 함유량이 낮은 탄화물일수록 그 탄화물의 경도값은 높은 값을 나타내었다. 이는 (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 탄화물에 있어서 크롬원자가 철 원자에 비해서 결합력이 센 공유결합 특성을 보다 강하게 나타내고 대신에 금속결합 특성을 보다 약하게 나타내기 때문인 것으로 판단된다.

### 후 기

이 논문은 2003년도 영남대학교 학술연구조성비 지원에 의한 것이며 이에 감사 드립니다.

### 참 고 문 헌

1. U.S. Patent No. 1,245,552 (1917)
2. ASTM A532-87, Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Iron, Philadelphia, Pa, ASTM
3. American Welding Society, A5. 13-70
4. H. Drzeniek, M. Kowalski and E. Lugscheider: "Wear-Resistant Hardfacing with Cored Wire Electrodes of Fe-Cr-C Alloy's, Surfacing Journal,16-4, (1985), 121-125
5. T. Ellis and G. G. Garrett: Influence of Process

**Table 5** Bonding tendency of the transition metal carbides

Bonding type Group(atoms)	metal-to-metal bonding (metallic bonding)	metal-to-carbon bonding (covalent bonding)
Group IV (Ti, Zr, Hf) <sup>25)</sup>		
Group V (V, Nb, Ta) <sup>25)</sup>		
Group VI (Cr, Mo, W) <sup>25)</sup>		
Group VII (Mn, Tc, Re)		
Group VIII (Fe, Ru, Os)		
	week	strong
	strong	week

- Variables in Flux Cored Arc Welding of Hardfacing Deposits, *Surface Engineering*, **2-1** (1986), 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), 16-23
  7. W. R. Thorpe: The Effect of Welding Variables in Automatic Open-Arc Hardfacing with an Austenitic Chromium Carbide Alloy, *Metals Forum*, **3-1** (1980), 62-73
  8. J. D. Watson and P. J. Mutton: Evaluation of the Wear Resistance of Hardfacing Alloys, *Australian Welding Research*, Nov., (1981), 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, 595-604
  10. C. E. C. Rense, G. R. Edwards and H. R. Frost: *J. Materials for Energy Systems*, **5-3** (1983), 149-159
  11. C. P. Tabrett, I. R. Sare and M. R. Ghomashchi: Microstructure-property Relationships in High Chromium White Iron Alloys, *International Materials Reviews*, **41-2** (1996), 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*, **84** (1983), 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), 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*, **92** (1983), 253-268
  15. J. T. H. Pearce: Structure and Wear Performance of Abrasion Resistant Chromium White Cast Irons, *AFS Transactions*, **84-126** (1984), 599-622.
  16. A. G. Wang and I. M. Hutchings: *Wear of Alumina Fibre-Aluminium Metal Matrix Composites by Two-Body Abrasion*, *Mat. Sci. Tech.*, **5** (1989), 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, 23-32
  18. N. Axen and K. -H. Zum Gahr: Abrasive Wear of TiC-Steel Composite Clad Layers on Tool Steel, *Wear*, **157** (1992), 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*, **94** (1984), 89-101
  20. F. Maratray: Choice of Appropriate Compositions for Chromium-Molybdenum White Irons, *AFS Trans.*, **79** (1971), 121-124
  21. H. S. Avery and H. J. Chapin: Hard-Facing Alloys of the Chromium Carbide Type, *The Welding Journal*, Oct., (1952), 917-930
  22. R. S. Jackson: The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metastable System, *J. of the Iron & Steel Institute*, Feb. **208** (1970), 163-167
  23. M. Hillert and C. Qiu: Thermodynamic Assessment of the Fe-Cr-Ni-C System, *Metall. Trans.*, **22A** (1991), 2187-2198
  24. E. R. Baek: Effect of Volume Fraction of Cr Carbide Phase on the Abrasive Wear Behavior of the High Cr White Iron Hardfacing Weld Deposits, *J. of the Korean Welding Society*, **16-1** (1998), 125-133(in Korean)
  25. Hugh O. Pierson: *Handbook of Refractory Carbides and Nitride*, Noyes Publication(NP), New Jersey, (1996), 36-42
  26. F. M. Miller: *Chemistry:Structure and Dynamics*, McGraw-Hill, (1984), 185
  27. Louis E. Toth: *Transition Metal Carbides and Nitrides*, Academic Press, New York & London, (1971), 179