

페로 소재로 만들어진 코크롬계 내마모재의 미세조직과 경도

김 광 수[†]

순천향대학교 공과대학 신소재공학과의

Microstructure and Hardness of High Cr Wear Resistance Materials Made by Ferro Materials

Gwangsoo Kim[†]

Department of Materials Engineering, College of Engineering, Soonchunhyang University, Asan 337-745, Korea

(2005년 10월 31일 받음, 2005년 12월 1일 최종수정본 받음)

Abstract This study was performed to investigate the characteristics of the synthesized powder type ferro materials for wear resistant hardfacing. The powder type filler materials were made from ferro Cr and ferro Mn. Those ferro materials are two types, such as high carbon and low carbon contained. The alloy composed of high carbon ferro Cr and high carbon ferro Mn exhibited the best properties in terms of microstructure and hardness for wear characteristics. Further, the alloys produced by the synthesized powders and wire type filler, were also evaluated in terms of microstructures and microhardness measurements. The results indicated that the synthesized powders displayed reasonable properties compared to commercial grade materials. The hardness value of the alloy produced by the synthesized powders were approached about 90% of the commercial grade's hardness. The hardness values of the alloys closely depended on the amount of the dissolution of the ferro Cr, the hardness and the volume of the eutectic phase.

Key words Synthesized powder materials, Ferro-Cr, Ferro-Mn, Microstructure, Cr carbide, Hardness.

1. 서 론

극심한 환경에 노출되는 발전소의 압력용기 또는 제철 소나 시멘트공장에서 원료 혼합시스템 등에 사용되는 부품 등은 정도의 차이는 있지만, 사용 시간 증가에 따라서 다양한 마모와 산화 혹은 부식 등에 노출되어 짧은 시간 안에 본래의 특성을 잃어버리게 되고 궁극적으로는 시스템의 효율 저하를 야기시킨다.¹⁻³⁾ 특히 마모 환경에 의해 재료 수명이 결정되는 경우에는, 빈번한 부품의 교체로 인한 재료비 증가와 작업 시간 손실 등의 어려움에 직면하게 된다. 이와 같은 산업기계 및 부품 등의 마모, 산화 혹은 부식을 방지하기 위해서는 우수한 내마모, 내산화, 내식성 등의 특성을 갖는 재료를 기계 및 부품에 부분적으로 적용하여 시스템의 효율 향상과 수명을 연장하는 방법을 채택하게 된다. 이러한 경우 가장 일반적인 방법으로는 용접공정을 이용한 표면 강화 개질법이 많이 사용된다. 용접공정에 의한 표면 개질법은 주어진 마모 환경에 우수한 저항성을 갖는 재료를 모재에 부분적으로 또는 균일하게 저층시켜 부품의 수명을 연장시키는 하드페이싱(hardfacing)기술⁴⁻⁶⁾이 적용되고 있다. 하드-

페이싱 기술은 고강도, 고탄성 등의 특성을 갖는 용접와이어 형태의 용가재를 용접공정에 의하여 적용하는 방법이 일반적이다. 그러나 이 경우, 강화재가 용접에 의하여 적용되기 때문에 용융시 모재와 혼합되므로서 강화재가 희석된다. 이러한 강화재의 희석은 만들어진 표면 강화부의 특성을 저하시키기 때문에 용접 공정에 대한 철저한 관리가 요구된다.

이와 같은 일반 용접공정의 단점인 희석률의 감소를 저해하면서 하드페이싱을 목적으로 고안된 방법으로는 벌크(bulk) 용접공정을 들 수 있다. 이 공정은 용접시 와이어 형태의 용가재와 분말상의 용가재를 혼합 적용함으로써 모재와 용가재간의 희석률을 줄이게 되어 매우 효과적인 하드페이싱 공정으로 알려져 있다. 그러나 현재 국내에서 벌크 용접에 사용되는 대부분의 분말 용접재는 국외에서 높은 가격으로 수입되어 사용되고 있다. 그 성분으로는 크롬을 기본으로 하여, 하드페이싱부에 다량의 고강질 크롬계 탄화물과 이들 탄화물을 둘러싸고 있는 기지상을 형성하게 함으로써 우수한 내마모성, 내식성 및 내산화성을 갖도록 하고 있다.

본 연구에서는 하드페이싱용 벌크 용접공정에 사용되는 분말 용가재를 개발하기 위해 페로크롬과 페로망간을 원료 소재로 하여 분말 용가재를 합성하고, 합성된 용가

[†]E-Mail : kgwangs@sch.ac.kr

재와 와이어 형태 용가재를 이용하여 만들어진 표본 강화부의 특성을 조사하고자 하였다. 분말형 용가재의 합성은 탄소 함량을 달리하는 페로크롬과 페로망간을 여러 가지 혼합비로 하여 만들었다. 그리고 혼합된 분말 용가재에 다시 용접 와이어를 다른 중량비로 첨가하여 만들어진 하인레이싱부 합금의 특성을 조사하였다. 하인레이싱의 특성은 하인레이싱부의 화학분석, 미세조직 관찰 및 강도 측정을 통하여 조사하고자 하였다.

2. 실험 방법

Table 1(a)는 분말형 용가재의 합성에 사용된 원료로서 페로크롬과 페로망간의 종류와 화학조성을 나타냈다. 나타낸 화학조성은 구입된 원료의 규격을 나타낸 것으로 탄소함량이 다른 고탄소와 저탄소 페로크롬과 페로망간의 두가지 종류를 사용하였다. 사용된 페로크롬과 페로망간은 입자형으로, 그 크기는 약 30~50 mesh(300~600 μm) 범위에 있었다. Table 1(b)는 (a)의 원료를 분말 용가재화 하기 위한 혼합 비율을 나타냈다. 이러한 혼합비는 크롬과 망간의 함량을 각각 55.0~58.0과 12.0~15.0 범위로 예상하여 합성하였다. 이와 같은 비율로 혼합한 원료 분

Table 1(a). Chemical compositions of raw ferro materials (wt%)

Raw Materials	C	Fe	Cr	Mn	Bal.
High C ferro-Cr*	8.493	21.32	68.46	-	1.727
Low C ferro-Cr*	0.041	28.56	69.75	-	1.649
High C ferro-Mn	6.42	15.5	-	75.24	2.84
Low C ferro-Mn	1.402	18.75	-	78.84	1.008

*:고탄소페로크롬, 저탄소페로크롬

Table 1(b). Mixed ratio of raw materials

Mixed Ratio	High C Ferro-Cr	Low C Ferro-Cr	High C Ferro-Mn	Low C Ferro-Mn
HCr-HMn(5.0:1.0)	5	-	1	-
HCr-LMn(4.7:1.0)	4.7	-	-	1
LCr-HMn(4.2:1.0)	-	4.2	1	-

Table 1(c). Calculated chemical compositions of mixed powder materials (wt%)

Mixed powder materials	C	Fe	Cr	Mn	others
HCr-HMn(5.0:1.0)	8.15	20.35	57.05	12.54	1.91
HCr-LMn(4.7:1.0)	7.25	20.87	56.45	13.83	1.60
LCr-HMn(4.2:1.0)	1.27	26.04	56.34	14.47	1.88
Commercial specification	5.4	55.8	34.0	3.5	1.3

말은 8시간 동안 V자형 혼합기로 혼합하여 약 500 g을 제조하였다. Table 1(c)는 혼합된 분말들로부터 계산상으로 얻을 수 있는 합금의 화학 성분을 나타냈고 또한 위에서 언급된 상용 분말의 공칭 화학조성도 함께 나타냈다. 다음으로 혼합이 완료된 분말은 실험용 프레스로 직경 9 mm, 두께 8~10 mm의 압분체로 만든 후 진공 아크 용해 상지를 이용하여 합금화 하였다. 아크 용해상지를 이용한 합금 용해시 합금 조성의 균질화를 위하여 한 조건의 시험편에 대하여 윗면과 아랫면을 바꾸어 가면서 모두 6차례의 용융과정을 거치도록 하였다. 이렇게 분말 용가재만으로 만들어진 합금들 중 특성이 우수한 합금을 선택하여 다시 용접 와이어를 3가지 다른 중량비로 혼합한 합금을 제조하였다. 이와 같이 만들어진 합금에 대하여 미세조직, 강도측정, 그리고 EDX 화학분석 등을 실시함으로써 합성된 분말 용가재와 용접 와이어를 함께 적용하였을 때 얻어지는 표면 강화부의 특성을 조사하고자 하였다. Table 2(a)는 분말용가재와 용접와이어의 혼합 비율을 나타냈고 Table 2(b)는 이때 사용된 용접와이어의 화학성분을 나타냈다.

Table 2(a). Mixture ratio of the synthesized raw materials and the filler wire.

filler wire	synthesized raw materials
1	1.5
1	2.0
1	2.5

Table 2(b). Chemical composition of filler wire(wt%)

C	Si	Mn	P	S
0.09	0.41	1.10	0.012	0.011

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 페로 소재만을 사용하여 3가지 다른 비율로 혼합된 합금의 미세조직을 나타냈다. 이 합금들은 와이어 형태의 용가재를 포함하기 이전의 상태로, 크게 두 가지로 구분할 수 있었다. 고탄소 페로크롬을 함유한 합금인 (a), (b) 경우에는 과공정 합금의 미세조직을 그리고 저탄소 페로크롬으로 만들어진 경우에는 전형적인 아공정 합금의 미세조직을 나타냈다.

(a), (b)의 과공정 합금은 초정탄화물과 공정조직으로 이루어졌는데 보이는 것과 같이 (a)는 거의 초정탄화물만을 그리고 (b)는 초정탄화물과 일부의 공정상을 포함하고 있다. 이는 합금 합성시 (a)가 (b)보다 다량의 탄소를 함유하였기 때문으로 사료된다. (c)는 공정의 미세조직에 수지상의 초정 오스테나이트를 포함하는 조직을 보이는데 탄소량이 다른 합금에 비하여 현저히 적어 초정탄화물을 형성하지 못하고 오스테나이트 안정화 원소가

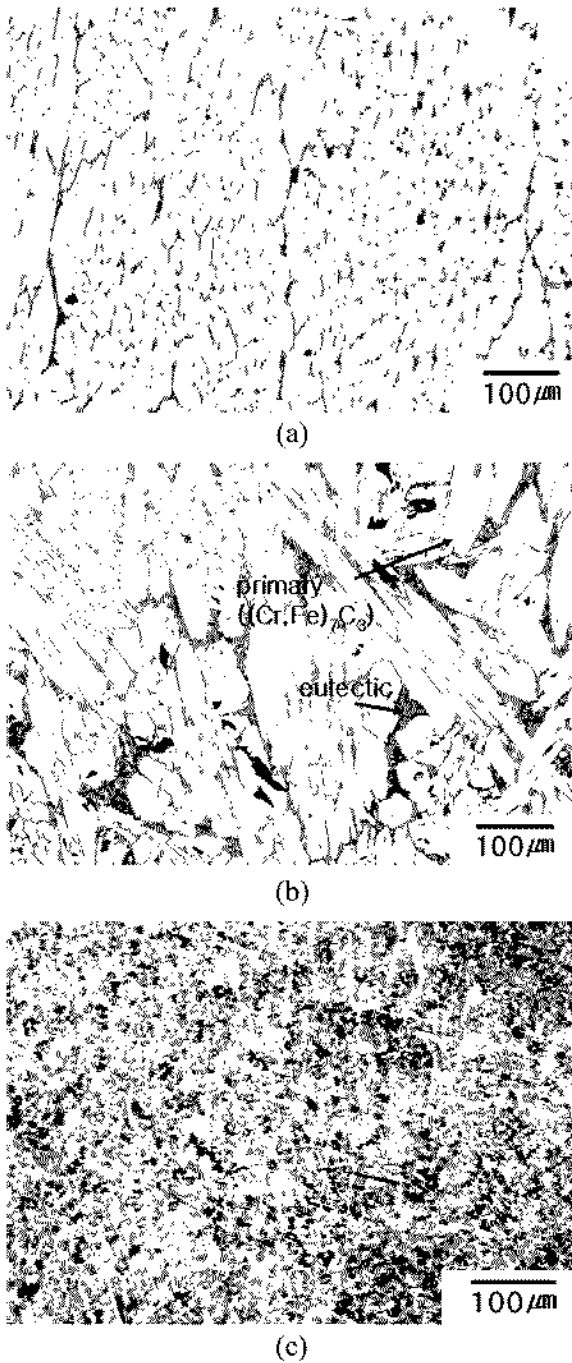


Fig. 1. Microstructures of the mixed alloys with ferro-materials only.

되는 Mn의 함량이 높아 오스테나이트와 공정조직을 나타내는 것으로 판단된다. (a)와 (b)에서 나타나는 초정 탄화물은 육각형 네트워크의 M_7C_3 탄화물이며, 여기서 M_7C_3 의 M은 Fe와 Cr을 나타낸다.^{9,10)} Fig. 2는 Fig. 1(a), (b)합금에 대한 X선 회절 시험 결과를 나타냈는데 탄화물은 (Cr, Fe) $_7$ C $_3$ 인 것으로 확인 되었다. (b)는 등방의 육각형 또는 한 방향으로 연신된 육각형 등의 다양

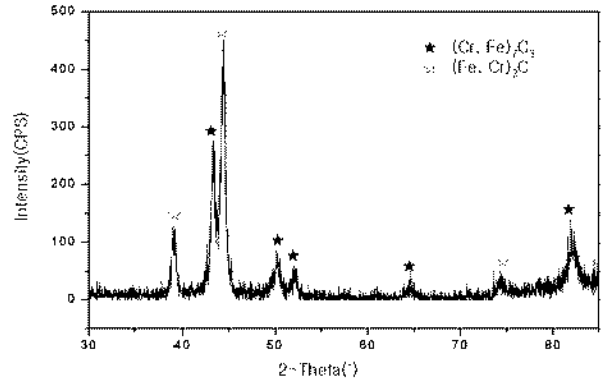


Fig. 2. X-ray results for the HCr-HMn and HCr-LMn.

한 탄화물이 네트워크를 구성하고 있음을 보여주는데 관찰 결과 원료 분말인 페로 크롬이 분해되어 발생한 탄화물인 것으로 확인 되었다.¹¹⁻¹³⁾ 이렇게 만들어진 합금에 대해 초기 계산에 의해 혼합된 합금 조성이 아크 용해후 어떠한 화학조성을 나타내는지 확인해 보고자 SEM의 EDS를 이용하여 화학분석을 실시하였다. 그러나 미세조직에서 나타낸 바와 같이 미세조직상 구분되는 영역간의 화학 조성이 크게 달라 결과를 나타냄에 있어 각 부분에 대하여 각 5회씩 측정하고 그 값들을 평균한 후 그 결과를 종합하여 나타낸 것이다.

Table 3은 분석된 결과를 나타내는데 Table 1(c)와 비교할 때 초기 계산으로부터 얻어진 화학 조성보다 전반적으로 C와 Mn은 감소하는 대신 Fe는 증가하는 것으로 나타났고, Cr의 양은 큰 변화를 나타내지 않았다. 그러나 상용 합금의 경우에는 공칭 조성보다 내마모성을 향상시키는 주요 원소인 C와 Cr이 현저히 높은 것으로 나타났다. 초기 합성된 분말에서 계산상의 조성과의 용해후의 조성에는 차이를 보였으나 상용분말의 용해후의 화학조성과 비교할 때 고탄소 페로크롬을 사용한 합성 분말에서 C와 Cr의 양은 상용에 근접하는 것으로 나타났다. 한편 화학분석 결과는 용해후와 전에 큰 차이를 보이는데 진공 아크 용해시의 증발 현상이나 EDS 분석에 따른 오차 때문인 것으로 생각된다.

Fig. 3은 이들 합금의 미세 경도를 측정된 결과로, 보여지는 바와 같이 평균 경도값은 순서대로 약 998, 853,

Table 3. EDS results of chemical analysis for the mixed powder materials.(wt%)

Types of the mixed materials	C	Fe	Cr	Mn	others
HCr-HMn(5.0:1.0)	7.93	30.55	56.78	5.34	-
HCr-LMn(4.7:1.0)	6.84	29.82	57.13	6.21	-
LCr-HMn(4.2:1.0)	0.95	34.71	55.14	9.20	-
Commercial	8.76	18.48	58.87	13.33	0.56

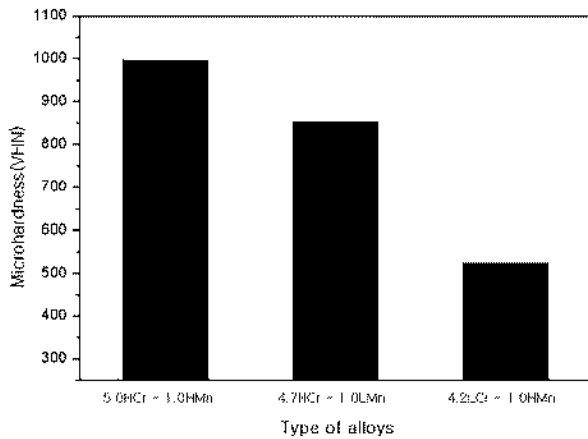
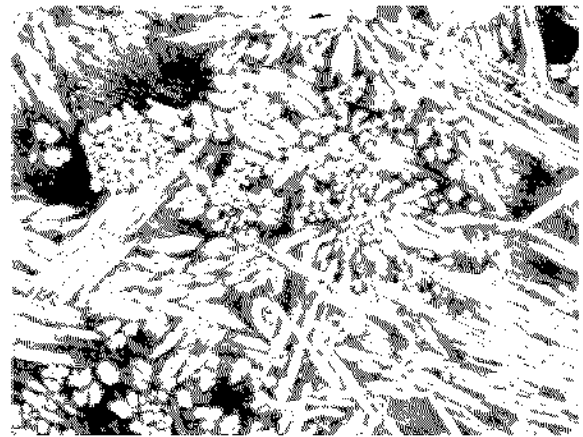


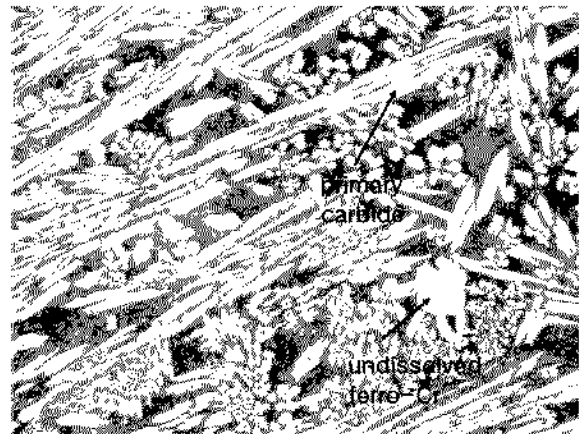
Fig. 3. Hardness values of the mixed alloys with ferro materials only.

524 VHN이었다. 이 값들은 Cr의 함량은 거의 같고 단지 C의 소량 차이로 인해 발생하는 정도를 반영할 때 큰차이를 보이는 것으로 판단된다. 낮은 값들은 가장 높은 값의 약 85% 그리고 53% 정도인 것으로 나타났다. 가장 높은 정도 값을 나타내는 고탄소 페로크롬과 고탄소 페로망간을 혼합한 합금(Fig. 1(a))은 고크롬계 내마모용 표면경화제에서 주요 경화 요인으로 작용하는^{14,15)} 초정탄화물($(Cr, Fe)_7C_3$)의 부피 분율이 높은 것에 기인하는 것으로 판단된다. Fig. 1(b)의 경우에도 초정탄화물로 인해 높은 정도 값을 나타냈지만 초정탄화물의 부피 분율이 (a)에 비하여 적은 것으로 나타났으며 공정상과 초정탄화물의 혼합으로 인하여 미세 정도 값이 873 HVN 정도로 나타난 것으로 사료된다. 각 합금에 대하여 상 분석장치를 이용하여 미세조직에서 초정탄화물의 부피를 측정 한 결과 HCr-HMn과 HCr-LMn에 대하여 각각 평균 88%와 69%로 나타났다. 이상과 같이 합성된 3종류 합금에 대한 미세조직과 정도 결과로부터 고탄소 페로크롬과 고탄소 페로망간을 혼합하여 만들어진 HCr-HMn이 가장 내마모성이 우수할 것으로 예상되었고, 이 합금을 기본으로 용접이어를 3가지 다른 무게 비율로 혼합하여 Table 2(a)에 나타낸 비율의 합금을 만들었다. 이들 합금의 제조시에도 분말 용가재의 합금시와 동일한 방법으로 아크 펄터에 의하였다.

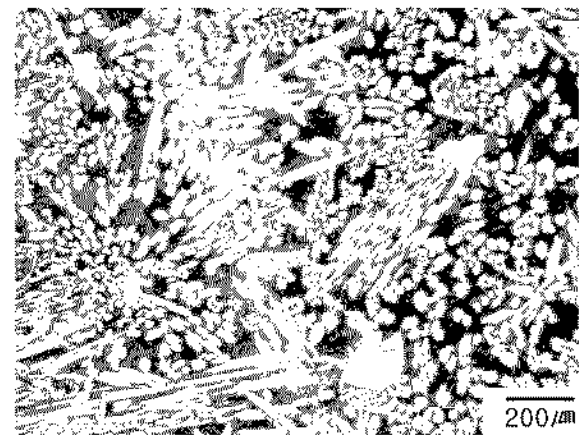
Fig. 4는 HCr-HMn으로 합성된 분말 용가재와 용접이어를 3가지 중량비로 다르게 만들어진 합금의 미세조직을 나타냈다. 밝은 색으로 나타나는 초정탄화물과 어두운 색의 공정조직으로 구성되어 있었으며 분말 용가재 양이 증가함에 따라 탄화물의 양이 증가하는 대신 공정조직은 약간 감소하는 경향을 나타냈다. 또한 분말 용가재의 양이 증가 됨에 따라 연신된 육각형의 탄화물이 감소하는 대신 등방의 육각형 모양을 하는 탄화물이 증가하는 것도 관찰되었다. 분말 용가재의 증가에 따른 초정



(a)



(b)



(c)

Fig. 4. Microstructures of the alloys made by different mixture ratio of the raw materials and the filler wire. (a) 1.5:1 (b) 2.0:1 (c) 2.5:1

탄화물의 증가는 내마모성을 증가시킬 것으로 예상되는데, 현미경에 부착된 상 분석기를 이용하여 흰색으로 나타나는 초정탄화물의 양을 측정 한 결과 순서대로 약 48%, 54%, 56%로 측정되었고 실제 큰 차이를 나타내지는 않

Table 4. EDS results for white particle

Chemistries	wt%
C	9.43
Cr	71.03
Fe	17.22
others	2.32

았다. 분말 용가재의 증가에 따라 미세조직중에 탄화물보다 크게 보이는 흰 입자를 발견 할 수 있는데, Table 4에 나타낸 EDS 결과 원료 분말인 페로크롬으로 확인되었고, 반면에 페로망간은 관찰되지 않았다. 이러한 페로크롬 입자는 용해 중에 초기에는 작은 등방 육각형의 탄화물로 분해되고 다시 이 작은 육각형 탄화물들은 서로 결합하여 그 보다 더 큰 육각형 탄화물과 연신된 육각형 탄화물을 만드는 것으로 확인 되었다. Fig 6은 이러

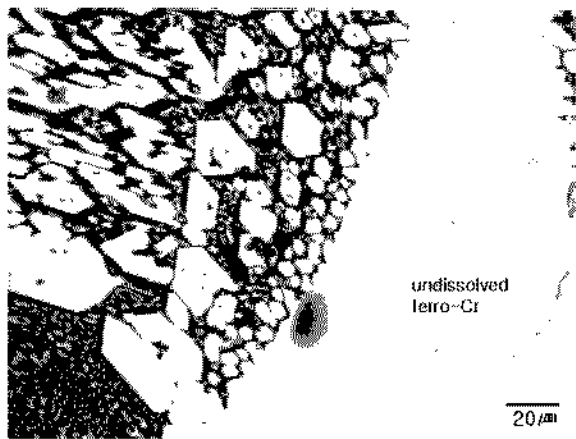


Fig. 5. Microstructure showing the dissolutions and aggregations of carbides and ferro Cr.

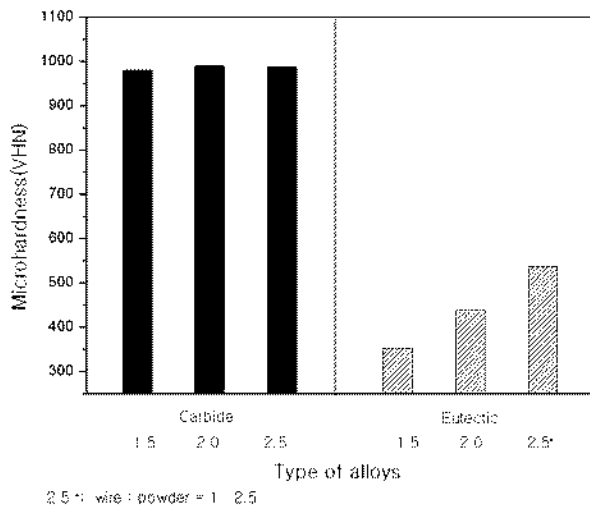


Fig. 6. Microhardness values of the carbide and eutectic phase.

한 페로크롬으로부터 탄화물이 형성되는 과정을 보여주고 있다.

미세조직 관찰에 이어 미세경도를 측정된 결과를 Fig 6에 나타냈다. 중량비를 달리한 합금에서 얻어지는 미세조직중 각각 초정탄화물과 공정기지상의 경도 차이를 확인한 결과를 보여주고 있다. 분말 용가재의 양이 증가하더라도 탄화물자체의 경도에는 변화가 없으나 공정기지상의 경도는 증가하는 것으로 나타났다. 이것은 용가재 증가에 따라 공정탄화물이 증가하기 때문으로 사료된다. 이와 같이 각기 다른 미세 경도를 갖는 상들을 포함하는 합금의 전체 부피 경도는 공정상의 경도와 부피 분율에 의존하고 이는 결국 분말용가재의 첨가량에 의존 한다고 할 수 있다. 분말과 용접외어의 혼합비 차이에 따라 만들어진 합금의 평균 부피 경도값 들은 코크롬경도계를 이용하여 측정하였는데 순서대로 약 52, 56, 62 HRC로 측정되었다. 이 결과값 들을 상용 분말용가재와 용접외어를 혼합하여 만들어진 합금과 비교하였다. Fig 7은 상용 분말과 와이어의 비를 2.0:1로 혼합하여 만들어진 합금의 미세조직을 보여준다. Fig. 3(C)와 비교 할 때 분말용가재의 중량비가 적음에도 초정탄화물의 양이 많은 것으로 나타났으며, 또한 공정상의 탄화물이 선명하게 나타났다. 참고로 Table 3의 상용 분말과 합성된 분말의 EDS 결과를 비교할 때 큰 차이가 없었으나, 미세조직과 경도 값은 차이를 나타냈다. 미세조직에서 관찰된 다량의 초정탄화물과 공정탄화물의 증가는 높은 경도 값을 예상 할 수 있었고, 그 값은 대략 65 HRC로 측정되었다. 이 값은 페로소재료 합성된 분말을 사용한 경우에 비하여는 약간 높은 값이지만 페로소재료 내마모제를 디자인 하는 경우 상용 분말 용가재와 비교할 때 동일한 양 또는 그 이상의 비율로 분말 용가재를 사용하면 상용 경도 값의 최소 95%에 달하는 경도 값을 얻을 수 있을 것으로 기대된다.



Fig. 7. Microstructure of the commercial alloy made with the ratio of 2.0:1.

4. 결 론

본 연구를 통하여 얻어진 결론을 요약하면 다음과 같다.

1. 탄소량을 달리하는 세로크롬과 세로망간 소재를 적절한 비율로 혼합하여 상용 내마모 하인드레이싱 분말 용가재를 만들었다. 합성된 분말 용가재의 특성에 가장 큰 영향을 미치는 것은 탄소량에 의존하는 초정탄화물과 공정상의 탄화물 양인 것으로 나타났다.

2. 합성된 분말로 얻어진 미세조직은 세로크롬, 탄화물, 공정상으로 구분되는데 가장 우수한 내마모특성에 기여하는 상은 초정탄화물이고 그 다음으로 공정상의 탄화물인 것으로 나타났다. 공정상의 경도와 그 부피분율이 디자인된 합금의 경도에 영향을 미치는 것으로 확인되었다.

3. 세로 소재로 합성된 분말 용가재는 경도 값으로 비교할 때 상용 분말재에 비하여 동일한 양을 사용할 때 상용 분말재의 약 90%에 달하는 경도 값을 나타내는 것으로 나타났다.

감사의 글

본 논문은 2002학년도 순천향대학교 교수 연구년제에 의하여 연구되었음.

참 고 문 헌

1. ASM, Metal Handbook, vol. 6, Welding brazing and soldering, Metals Park, Ohio, 9th ed., 774 (1988).
2. K. G. Budinski, Surface engineering for wear resistance, Prentice-Hall, Englewood cliffs, NJ, pp. 242-287(1988).
3. E.Lugscheider, et al., Proceedings of 4th NTSC, Pittsburg, PA, USA, 529, (1991).
4. The Welding Institute, Weld Surfacing and Hardfacing, Abington Hall abington Cambridge, CB16Al, (1980).
5. J. L. Henderson and J. H. Bulloch, Int J. Press. Ves and Piping, **44**, 127 (1991).
6. A. R. Lansdown and A. L. Price, Metals to wear, Pergamon press, Oxford, UK, (1986).
7. H. B Cary, Modern Welding Technology, 4th ed., Prentice-Hall, Columbus, Ohio, 704 (2002).
8. USA Triten Co, powder specification catalogue, (2002).
9. Hardfacing Structures, Cabot Corporation prepared. WRC, 14 (1988).
10. T. Ohide and G. Ohira, Br. foundryman, **76**(1), 7 (1983).
11. H. K. Lee, J. of KWS, **15**(4), 157 (1997).
12. R. B Gundlach, AFS Transactions, **82**, 309 (1974).
13. W. R. Thorpe and B Chicco, Mater. Sci. and Eng., **51**, 11 (1981).
14. T. Tsuchiyama and S. Takaki, The Minerals, Metals and Materials Society, 1187 (1998)
15. Q. Hu, Materials Science and Technology, **15**(2), 596 (1999).