

Fe-28Cr-4Mo-2W-1.5C계 주철의 미세 조직과 기계적 성질에 미치는 Ni함량 및 열처리의 영향

김 영 식 · 송 영 준

안동대학교 재료공학과

Influences of Ni Content and Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Fe-28Cr-4Mo-2W-1.5C Cast Iron

Young Sik Kim and Young Jun Song

Department of Materials Engineering, Andong National University

The effects of Ni content and heat treatment on the microstructure and hardness of high Cr cast irons were examined using OM, SEM-EDS, XRD, and hardness test. Microstructure of the experimental alloys consists of austenite(+ferrite) and precipitates such as $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Cr,Fe,W,Mo)_{23}C_6$. As Ni content increased, ferrite phase disappeared and the shapes of the precipitates were changed. The heat treatment did not affect the microstructure. Decreasing the ratio of Cr/C increased the surface hardness of the alloys. However, the hardness was not changed with varying the condition such as heat treatment in air or vacuum, or sub-zero treatment after heat treatment in vacuum.

1. 서 론

화력 발전소의 경우에는 화석 연료를 연소하여 열에너지를 얻기 때문에 화석 연료의 연소에 따른 많은 부산물들이 발생된다. 그 중의 대표적인 생성물이 회분(Ash)이고 또한 화석 연료의 연소로 인하여 발생하는 연소 가스 중에는 대기 오염을 일으키는 성분들이 많이 포함되어 있다. 따라서 환경 오염에 대한 규제가 강화되면서 모든 화력 발전소에는 탈황 설비를 건설하여 가동하도록 하고 있다. 환경 규제에 대한 대비 및 환경 보호를 위하여 화력 발전소에 설치되는 탈황 설비의 기능은 연소되어 배출되는 가스 중의 유해 성분, 특히 황산 물질들을 제거하

는 설비이다. 이러한 탈황 설비의 가동에 의하여 생성되는 부산물 중의 하나가 탈황 슬러리(Flue Gas Desulfurization slurry)이다. 앞의 회분과 슬러리에는 부식성 물질이 매우 많고 또한 경질의 고체 입자들이 다량 포함되어 있다.¹⁾

따라서 이러한 물질들을 이송하는 펌프류 또는 배관류에서는 공식, 침식 부식, 마모 등의 많은 손상이 발생되고 있다. 기존의 STS 304와 같은 내식강을 슬러리 펌프의 부품으로 사용하게 되면 이러한 강의 경도가 낮기 때문에 단시간 내에 침식이나 마모에 의하여 설비의 고장이 유발될 가능성이 매우 높다. 따라서 마모에 대한 저항성이 크고 동시에 부식에 대한 저항성이

큰 재료를 개발할 필요성이 있다.

지금까지 슬러리 펌프 부품으로 사용되고 있는 재료는 고크롬(>27%Cr) 주철이 주류를 이루고 있다. 크롬은 주철의 고온 산화 및 내식성을 향상시키므로, 크롬을 다량 첨가한 고크롬 주철은 스테인리스강에 필적하는 내열 내식성을 지닌다. 그러나 탄소 함량이 높기 때문에 탄화물이 많고 기계적 성질, 특히 연성이 낮으므로 강도를 위주로 하는 재료로는 사용에 제한이 있는 반면에 경도가 높은 탄화물이 다량 기지 속에 존재하므로 고크롬 주철은 내마모 재료로서 널리 사용되고 있다. 고크롬 주철의 조직은 크롬과 탄소 함유량에 따라 응고에서 상온까지의 냉각 과정에서 변화가 없는 페라이트상인 것과 냉각 도중에 공석 변태하는 것이 있으며, 또한 탄화물도 여러 종류가 나타나므로,²⁻⁴⁾ 성분의 조정에 따라서 그 특성이 매우 다양하게 변화하고 있다. 따라서 고크롬 주철은 탄소량과 크롬량에 따라 내마모용, 내마모 내식용, 내열 내식용으로 나뉜다. 내식성이 매우 높은 것으로 알려져 있는 고크롬 주철도 탈황 설비의 슬러리 펌프 등의 부품은 부식에 의하여 쉽게 손상되는 문제점이 있는 것으로 나타나고 있다.¹⁾

금속 재료의 내식성과 기지 조직의 변화를 위해 첨가되는 주요 원소로는 Cr, Mo, W, Ni, N 등을 들 수 있다.⁴⁻⁸⁾ 그 중에서 Cr과 Mo의 첨가는 이미 많은 철강 재료에 적용되어 상용화되고 있으며, W의 첨가는 그 특성이 Mo과 유사하기 때문에 최근에 많은 연구가 진행되고 있으며 페라이트 조직을 안정화시킨다. 한편 Ni과 N은 오스테나이트 조직의 안정화와 내식성의 향상을 위하여 첨가하고 있다. 대표적인 슬러리 펌프용 27%Cr 백주철의 내마모성은 AISI 316 스테인리스강보다 2배 이상 우수하지만 부식 속도는 약 3배가량 더 크게 나타나고 있으며 부식 형태는 주로 침식 부식과 공식이 발생되고 있다.¹⁾ 그런데 최근에 개발된 고크롬 주철인 합금 A500은 내마모성은 그대로 유지한 채, AISI

316 스테인리스강과 유사한 내식성을 보이는 특허품으로서,¹⁾ 화학 조성은 알려져 있지 않고 기지 조직이 페라이트 조직으로부터 오스테나이트 조직 또는 2상 조직을 갖고 있다.

따라서 본 연구에서는 Ni함량을 변화시키므로써 기지 조직의 변화를 시도하였고, 일반적인 고크롬 주철에 첨가되지 않았던 W과 다량의 Mo을 첨가한 Fe-28Cr-4Mo-2W-1.5C계 고크롬 주철에 대하여 미세 조직 분석 및 경도 측정을 행하여 이들 특성에 미치는 Ni함량과 용체화 열처리 조건의 영향을 구명하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 합금 용해

시편은 순수한 상업용 품위를 갖는 전해철(99.9%), Cr(99.9%), Mo(99.8%), W(99.5%), Ni(99.9%) 등을 사용하여 다음과 같이 용해하였다.

용량이 80KW인 진공 고주파 유도로를 이용하여 진공 분위기에서 마그네시아 도가니를 사용해 용해한 후, 금형에 용탕을 주입하여 10Kg 중량의 잉코트(Ingot)를 제작하였다. 그후 절단과 연마를 통하여 표면 가공을 행한 후, 다음의 실험을 행하는데 사용하였다. Table 1은 용해한 합금(합금명:F1, F2, F3)과 비교제인 상업용 합금(합금명:A05, A49)의 화학 성분을 나타낸 것이다.

2.2 용체화 소둔 열처리

용체화 소둔 열처리는 각 시편에 대하여 1,050℃에서 3시간 동안 행한 뒤 수냉하였고, 사용한 열처리 분위기는 대기 및 진공 분위기이었다. 또한 진공 중에서 열처리된 시편에 대하여 액체 질소를 이용하여 약 30분간 심냉처리(Sub-zero treatment)를 행하였다.

2.3 광학 현미경 조직 관찰

미세 조직 관찰은 시편을 SiC연마지를 이용하

Table 1. Chemical composition of the experimental alloys(wt%)

Alloys	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	V	W	N	C	P	S	Fe
F1	28.1	2.03	4.04	0.53	0.04	0.51	2.22	0.011	1.49	0.003	0.015	bal.
F2	27.8	8.01	3.85	0.55	0.03	0.52	1.98	0.055	1.55	0.003	0.014	bal.
F3	28.2	14.98	4.12	0.54	0.08	0.51	1.60	0.017	1.54	0.003	0.014	bal.
A05	24.60	0.58	0.19	-	-	-	-	-	3.20	Cu 0.17	-	bal.
A49	27.75	2.60	1.80	-	-	-	-	-	1.51	Cu 2.04	-	bal.

여 2000번까지 연마한 후 다이아몬드 페이스트를 이용하여 정마(Polishing)하고 에칭한 뒤 광학 현미경을 이용하여 조직을 관찰하였다. 실험 합금에 대한 에칭 용액은 $1.5g CuCl_2 + 33ml HCl + 66ml H_2O$ 이었다.

2.4 X-선 회절 분석 및 SEM-EDS 분석

합금의 미세 구조 분석을 위하여 X-선 회절기(Rigaku사 제품, Cu target)를 이용하여 분석을 행하였다. 시편을 SiC 연마지를 사용하여 #2000번까지 연마한 뒤 다이아몬드 페이스트를 이용하여 정마한 시편 및 $(HF+H_2SO_4)$ 용액 중에서 심하게 에칭시켜 기지 조직을 용해시킨 시편에 대하여 분석하였다. 분석 조건은 가속 전압 30KV, 주사 속도 $10^\circ/min$, 주사 각도 $30^\circ-110^\circ$ 이었다.

한편 광학 현미경 관찰에서 나타난 각 상에 대한 성분 분석을 SEM-EDS를 이용하여 행하였다. 분석은 시편을 광학 현미경 관찰에서와 같은 방법으로 준비한 면에 대하여 행하였다.

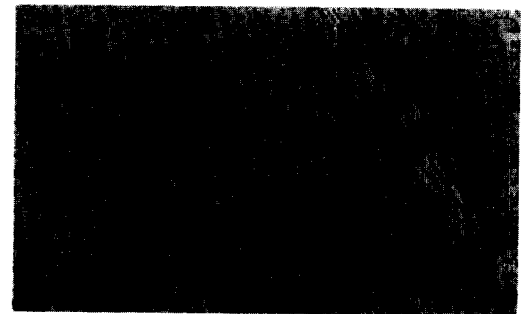
2.5 경도 측정

주조한 잉고트를 $1.5 \times 1.5 \times 1.5cm$ 의 크기로 절단하고 여러 온도로 용체화 소둔을 행한 시편에 대하여 로크웰경도기(C-scale)를 이용하여 표면 경도를 측정하였다. 또한 미세 경도기(Micro-Vickers hardness tester)를 이용하여 각 상에 대한 경도 측정을 행하여 로크웰 경도값으로 환산하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 고크롬 주철의 미세 조직 변화에 미치는 Ni함량 및 열처리 조건의 영향

Fig. 1은 실험 합금 F1, F2, F3를 $1,050^\circ C$ 의 진공 중에서 3시간 동안 용체화 열처리한 뒤 수냉시킨 시편 표면에 대한 광학 현미경 사진이



(a) F1-1050V



(b) F2-1050V



(c) F3-1050V

30 μm

Fig. 1. Optical microstructures of the experimental alloys(Heat treated in vacuum at $1,050^\circ C-3hrs$).

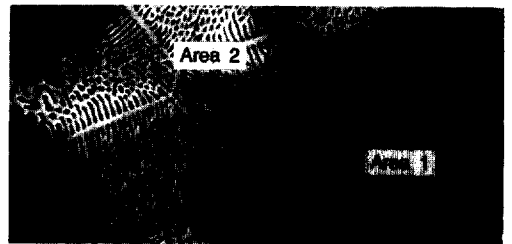
다. 그림에서 알 수 있듯이, 세 합금은 서로 매우 다른 미세 조직을 갖고 있음을 알 수 있다. 합금 F1은 매끈한 등근 부위와 작은 석출물이 다량 생성된 부위로 무질서하게 이루어져 있으며, 합금 F2는 수직상 조직을 보이고, 합금 F3는 기지와 석출상으로 구성되어 있다. 진공 중에서 열처리한 시편 외에 대기 중에서 열처리한 시편 및 진공 열처리후 액체 질소 중에서 심냉 처리한 시편에 대하여 미세 조직 관찰을 행한 결과, 진공 중에서 열처리한 시편의 미세 조직과 큰 차이점이 발견되지 않았다. 특히 심냉 처리에 의해서도 조직의 변화가 거의 없었으며 마르텐사이트 조직이 생성되지 않았다. 이와 같이 합금 성분 중에서 Ni 함량의 변화에 따라서 미세 조직의 차이가 매우 크게 나타나고 있으나, 열처리 조건의 변화에 따라서는 큰 변화가 없었다.

Fig. 2는 실험 합금 F1, F2, F3를 1,050℃의 대기 중에서 3시간 동안 용체화 열처리한 뒤 에칭한 합금 표면에 대하여 주사전자현미경으로 관찰한 사진이다. 합금 F1의 조직은 등근 모양의 상(영역 1)과 이를 둘러싸고 있는 석출물(영역 2)로 이루어져 있음을 알 수 있다. 합금 F2의 조직은 등근 모양의 상(영역 1)과 층상의 모양을 하고 있는 석출물(영역 2)로 이루어져 있으며, 합금 F3의 조직은 기지(영역 1)에 석출되어 있는 판상의 석출물(영역 2)로 이루어져 있음을 알 수 있다.

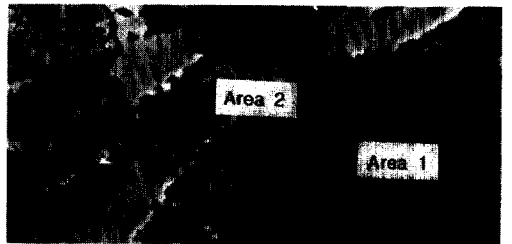
Table 2는 Fig. 2에서 관찰된 이들 각 합금의 기지와 석출물로 추정되는 부위에 대하여 EDS 분석 결과를 요약한 것이다. 영역 1에 비하여 영역 2의 성분은 Cr과 Mo 함량이 높은 것이 특징으로서, 실험 합금 중에 다량 첨가된 탄소와 결합되어 생성된 (Cr, Mo) 탄화물인 것으로 예상된다. Fig. 3은 각 영역에서의 Fe, Cr, Mo, Ni 함량의 변화를 합금별로 나타낸 것이다. Fe 함량의 변화는 영역 2에서의 함량이 영역 1보다 적음을 알 수 있고, 다른 합금에 비하여 합금 F3에서는 두 영역 간의 농도 차이가 적음을 알



(a) F1-1050A



(b) F2-1050A



(c) F3-1050A

5μm

Fig. 2. SEM micrographs of the experimental alloys(Heat treated in air 1,050℃-3hrs).

Table 2. Chemical composition(wt%) of each phase in high Cr cast iron by EDS(Solution heat treated at 1,050℃-3hrs in air)

Alloys	Area	Fe	Cr	Ni	Mo	Si	W	V	Remarks
F1	1	69.5	20.9	1.95	4.03	1.44	1.91	0.29	matrix
	2	39.2	47.6	0.99	6.49	1.33	3.25	1.14	(ppt+γ)
F2	1	63.3	21.8	9.7	3.75	1.43	-	-	matrix
	2	31.3	52.2	3.2	9.77	-	2.4	1.15	(ppt+γ)
F3	1	55.6	20.5	18.2	3.11	1.28	1.4	-	matrix
	2	48.6	48.9	15.2	5.0	1.39	-	0.6	(ppt)

수 있다. 각 영역에서의 Cr함량의 변화는 합금 F1과 합금 F2의 영역 2에서의 농도가 영역 1보다 매우 높으나 합금 F3의 경우는 영역 1과 영역 2 간의 농도 차이가 심하지 않은 것을 알 수

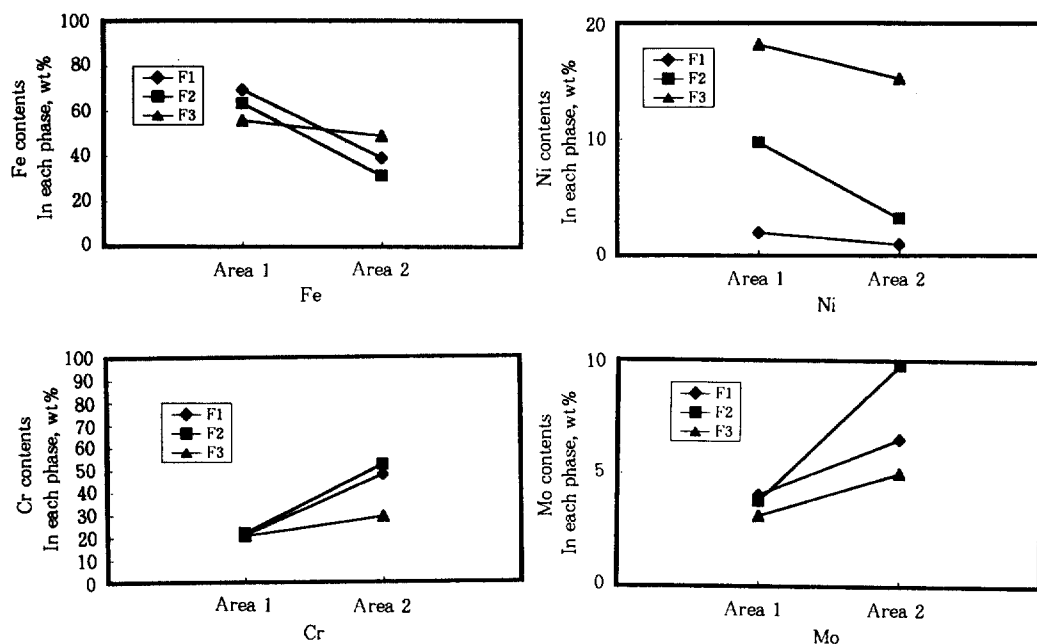


Fig 3. Distribution of major elements of each areas in Fig. 2.

있다. 각 영역에서의 Mo함량의 변화는 영역 1보다 영역 2에서의 농도가 매우 높음을 알 수 있으며, 특히 합금 F2의 경우가 가장 심한 것을 알 수 있다. 한편 각 영역에서의 Ni함량의 변화는 영역 1보다 영역 2에서의 농도가 낮다. 그런데 Ni은 탄화물을 형성시키는 원소가 아님에도 불구하고 석출물 부위(영역 2)에서의 농도가 상대적으로 높게 나타난 것은 석출물 부위가 탄화물 등과 같은 석출물만이 존재하는 것이 아니고 오스테나이트와 같이 혼합 조직으로 존재하기 때문으로 생각된다. 한편 기지 또는 석출물 영역에 관계없이 합금별로 Ni함량이 크게 차이나고 있는데, 이것은 용해한 합금 중에 첨가한 Ni량이 차이가 있기 때문이다.

영역 1과 영역 2의 조성적 특징을 요약하면, 영역 1은 합금에 관계없이 Cr과 Mo량이 대략 20%와 4% 전후로 유사하며, 단지 Fe량이 차이가 많이 나는 것은 첨가된 Ni량의 차이에 기인한다고 판단된다. 한편 영역 2는 Cr과 Mo이 각각 50% 전후와 5-10% 가량 함유하고 있다는

것이다. 즉, Cr이 농축된 영역 2에서는 합금 중에 탄소를 다량 첨가하였기 때문에 탄화물이 형성되었을 것으로 예상할 수 있다. 그러나 여기서 분석된 조성은 특정한 석출물의 조성이라기 보다는 영역 2의 평균적 조성으로 보는 것이 더 타당할 것으로 판단된다.

실험 합금 중에 석출된 탄화물 및 기지 조직이 무엇인가를 규명하기 위하여 사용한 두 번째 방법은 X-선 회절 분석이다. Fig. 4는 실험 합금 F1, F2, F3에 대한 X-선 회절 분석 결과이다. 그림에서 알 수 있듯이, 합금 F1의 경우에는 오스테나이트 피크 이외에 페라이트 피크가 검출되고 있다. 세 합금에 대한 자성 측정 결과, 합금 F1만 자성이 있고 합금 F2와 합금 F3는 자성이 없었다. 자성 측정 결과와 X-선 회절 분석 결과를 종합할 때, 합금 F1은 오스테나이트, 페라이트 그리고 석출물로 이루어져 있고 합금 F2와 합금 F3는 오스테나이트 그리고 석출물로 이루어져 있는 것으로 분석된다. 그러나 석출물의 회절 각도와 오스테나이트 또는 페라이트의

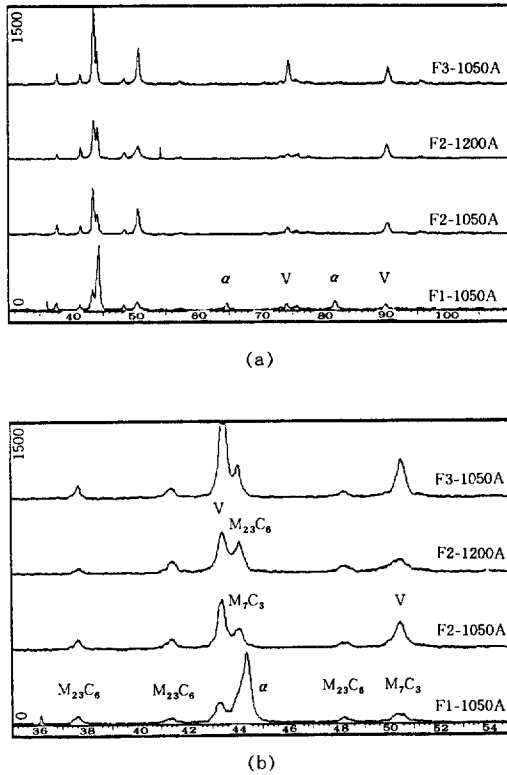


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the experimental alloys.

회절 각도가 서로 유사하기 때문에 Fig. 4(a)에서는 석출물의 종류 등을 알기가 어렵다. 따라서 Fig. 4(b)에 각 합금의 회절 피크를 확대하여 표시하였으며, Table 3에 각 상의 d-spacing과 회절 각도 2θ 를 나타냈다. Fig. 4(b)와 Table 3에서 알 수 있듯이, 합금 F1의 44.5° (2θ)의 피크는 페라이트 피크와 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 피크 그리고 $(\text{Cr,Fe,W,Mo})_{23}\text{C}_6$ 피크가 중첩되어 나타난 것으로 판단된다. 그런데 합금 F2와 합금 F3는 페라이트 피크는 없으며, 단지 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 피크와 $(\text{Cr,Fe,W,Mo})_{23}\text{C}_6$ 피크가 중첩되어 나타났음을 알 수 있다. 또한 모든 시편에서 50.75° (2θ)의 피크는 오스테나이트 피크와 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 피크가 중첩되어 서로 분리할 수 없었다. 한편 $(\text{HF} + \text{H}_2\text{SO}_4)$ 용액 중에서 기지 조직을 다량 용해시킨 시편에 대하여 X-선 회절 분석을 행하였으나, 이 경우

Table 3. The d-spacing and diffraction angle (2θ) of major peaks of several phases in the high Cr cast irons

Phases	d-spacing	2θ
Austenite	2.08	43.57
	1.80	50.75★
	1.27	74.63
	1.09	90.58
Ferrite	2.04	44.51◀
	1.44	64.78
	1.18	81.99
	1.02	98.49
	2.30	39.13
	2.12	42.61
$(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$	2.04	44.37◀
	1.81	50.37★
$(\text{Cr,Fe,W,Mo})_{23}\text{C}_6$	2.38	37.77
	2.17	41.57
	2.04	44.37

도 에칭시키지 않은 면에 대하여 얻은 X-선 회절 결과와 동일한 결과를 얻었으며, Mo이 주철 중에 첨가되었을 때 검출되는 M_2C 형 탄화물은 본 실험에서는 검출되지 않았다.

따라서 자성 측정, EDS분석 그리고 X-선 회절 분석 결과를 종합해 보면, 합금 F1의 조직은 오스테나이트, 페라이트, $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, $(\text{Cr,Fe,W,Mo})_{23}\text{C}_6$ 로 이루어져 있으며, 합금 F2와 합금 F3는 합금 중의 Ni첨가량 증가로 페라이트 조직은 없고 오스테나이트, $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, $(\text{Cr,Fe,W,Mo})_{23}\text{C}_6$ 로 이루어져 있는 것으로 판단된다.

고Cr주철에서 이상과 같은 탄화물들이 어떻게 형성되는가 또한 용고 과정에 대해서는 비록 실험 합금계에 대한 명확한 상태도는 없지만, Fig. 5를 참조하여 분석할 수 있다. Fig. 5는 Fe-17%Cr-C계 의평형 상태도이다.³⁾ 그림에 나타낸 바와 같이, 주철이 용고할 때 초정으로서 오스테나이트가 형성된다. 온도가 강하됨에 따라서 오스테나이트상 중의 탄소 등의 합금 원소의 용해도는 작지만 용고후의 냉각 과정에서 냉각 속도가 빠를 경우 오스테나이트 중에 탄소, Cr 등의 합금 원소가 과포화된다. 즉, 오스테나이트를

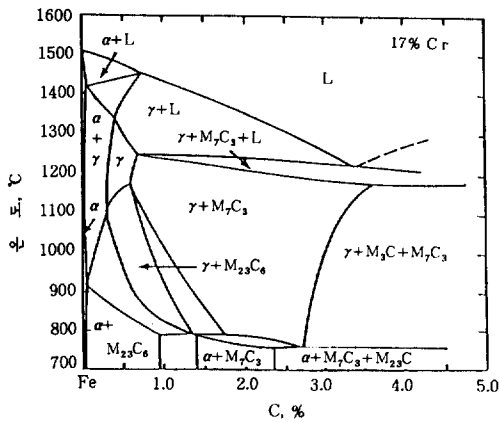


Fig. 5. Fe-17%Cr pseudo-phase diagram.

안정화시킨다. 이렇게 때문에 M_s 점을 상온 이하로 낮추어 상온까지의 냉각 과정에서 마르텐사이트 변태가 일어나지 않는다. 이 경우 마르텐사이트 변태를 일으키기 위해서는 다시 고온(900-1050℃)으로 가열, 유지하여 오스테나이트 중에 과포화 고용된 탄소, Cr 등의 합금 원소를 2차 탄화물로 석출시키는 불안정화 열처리가 필요하다. 이와 같이 오스테나이트를 불안정화시키고 그 뒤의 냉각 과정으로 마르텐사이트 변태를 일으킬 수 있다. 그런데 본 실험 합금에서는 앞의 조직 사진 관찰에서도 언급하였듯이, 진공 열처리(1,050℃) 뒤에 액체 질소 중에서 심냉처리를 행하여도 커다란 조직의 변화가 없었으며 열처리 조건의 변화에 따라서 경도의 변화가 나타나지 않은 점으로 미루어 볼 때, 마르텐사이트 변태는 없는 것으로 판단된다.

3.2 경도 변화에 미치는 Ni함량 및 열처리 조건의 변화

주철에 있어서 탄화물의 종류와 양은 주물 특성에 매우 큰 영향을 미치게 된다. 생성될 수 있는 탄화물의 종류는 MC형, M₂C형, M₃C형, M₇C₃형 등으로 매우 다양하며, 각각의 탄화물의 경도는 1000-3200 Hv로 매우 높고 다양하다.^{3,4)} X-선 회절 분석 결과, 주요 회절 피크가 중첩되

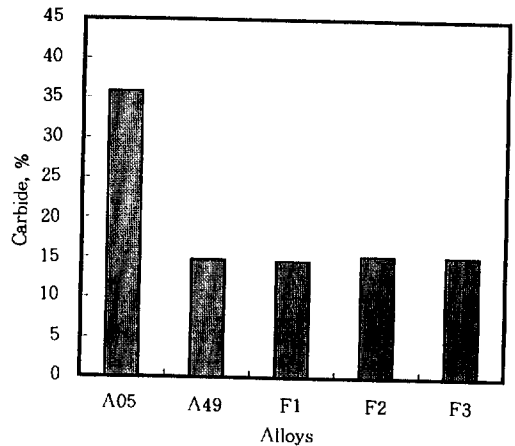


Fig. 6. Calculated carbide contents of the experimental alloys.

어 나타나므로 정량적 분석에 어려운 점이 있어서 다른 연구자가 2-3.5% C, 7-20% Cr계 합금에 대하여 구한 다음의 탄화물 양 예측식을 이용하여,³⁾ 전체 탄화물의 양을 구하였다.

$$\% \text{ Carbide} = 13.23\%C + 0.383\%Cr - 15.95$$

이 식을 이용하여 상업용 합금 2종과 실험 합금에 대하여 탄화물 %를 구하여 Fig. 6에 나타냈다. 그림에서 알 수 있듯이, 합금 A05가 가장 많은 탄화물이 생성될 것으로 예측할 수 있으며, 계산된 수치에 따르면 합금 A49, F1, F2, F3는 유사한 양의 탄화물이 생성되어 있을 것으로 예상할 수 있다. 또한 주철의 경도를 예측할 수 있는 인자는 합금 중의 Cr/C 비이다. 따라서 각 합금의 Cr/C비와 표면 경도를 측정하여 도표화한 것이 Fig. 7이다. 즉, Fig. 6과 Fig. 7에서 알 수 있듯이, Cr/C비가 작을수록, 즉 탄화물의 양이 많을수록 경도는 증가하고 있다. 한편 상업용 합금 A49와 실험 합금 F1, F2, F3의 표면 경도는 서로 비슷한 값을 보이고 있음을 알 수 있다. Table 4는 고Cr주철의 여러 인자들을 요약해 놓은 것이다.

합금 F1의 경도 변화를 살펴보면, 대기 중에

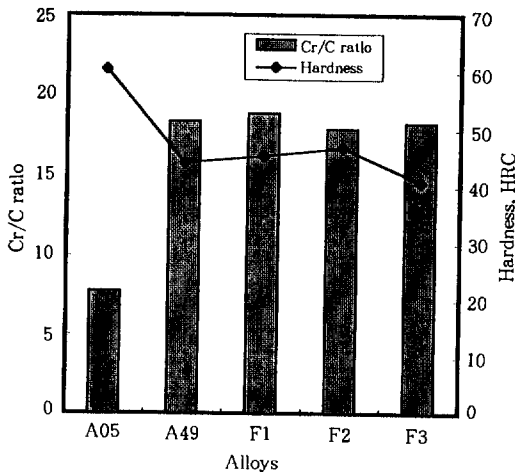


Fig. 7. Effect of Cr/C ratio on the hardness of high Cr cast irons.

Table 4. Some index and surface hardness of the experimental alloys

Alloys	Cr/C ratio	% Carbide	Surface hardness, HRC		
			in air	in vacuum	after sub-zero
F1	18.9	14.5	43.9	45.3	46.6
F2	17.9	15.2	45.5	46.8	45.5
F3	18.3	15.2	41.7	40.8	40.8
A05	7.7	35.8	60.5(as-received)		
A49	18.4	14.7	44.2(as-received)		

*% Carbide=13.23%C+0.383%Cr-15.9.

서 용체화 열처리한 시편의 표면 경도는 43.9이고, 진공 중에서 열처리한 시편의 표면 경도는 45.3이며, 그 뒤 액체 질소 중에서 심냉 처리한 시편의 표면 경도는 46.6으로서 열처리 조건의 변화에 따라서 경도가 약간 증가하고는 있다. 그러나 이러한 경도 변화폭은 앞의 조직 관찰에서 검토하였듯이 열처리 조건의 변화에 의해서 미세 조직의 변화가 크게 나타나지 않은 점을 생각할 때 동일 시편에서 있을 수 있는 편차로 판단된다. 합금 F2의 경도 변화를 보면, 대기 중에서 용체화 열처리한 시편의 표면 경도는 45.5이고, 진공 중에서 열처리한 시편의 표면 경도는 46.8이며, 그 뒤 액체 질소 중에서 심냉 처리한 시편의 표면 경도는 45.5으로서 열처리

조건의 변화에 따라서 경도가 거의 일정하게 나타나고 있다. 합금 F3의 경도 변화를 살펴보면, 대기 중에서 용체화 열처리한 시편의 표면 경도는 41.7이고, 진공 중에서 열처리한 시편의 표면 경도는 40.8이며, 그 뒤 액체 질소 중에서 심냉 처리한 시편의 표면 경도는 40.8으로서 열처리 조건의 변화에 따라서 경도가 거의 일정하게 나타나고 있다.

따라서 이와 같은 결과에 기초하여 볼 때, 본 실험 합금의 경우 용체화 열처리 분위기를 대기 또는 진공 그리고 심냉 처리 등의 조건 변화에 의해서 경도값의 변화가 크게 나타나지 않은 것으로 판단되며, 이는 열처리 조건의 변화에 의해서 큰 변화를 보이지 않은 미세 조직 관찰 결과와도 일치되는 결과이다.

한편 대기 중에서 열처리한 시편에 대하여 표면 경도를 측정하여 합금 별로 비교하면, 합금 F2의 표면 경도가 가장 높고 합금 F1, 합금 F3의 순서로 작아지고 있다. 진공 중에서 열처리한 시편에 대하여 표면 경도를 합금 별로 비교하면, 합금 F2의 표면 경도가 가장 높고 합금 F1, 합금 F3의 순서로 작아지고 있다. 그리고 진공 중에서 열처리한 뒤 액체 질소 중에서 심냉 처리한 시편에 대하여 표면 경도를 합금 별로 비교하면, 합금 F1의 표면 경도가 가장 높고 합금 F2, 합금 F3의 순서로 작아지고 있다. 일반적으로 합금별로 나타나는 경도의 변화는 열처리 조건의 변화에 관계없이 합금 F2가 가장 높고 합금 F1과 합금 F3의 순서로 작아지고 있다. 앞에서 검토하였듯이, 실험 합금의 Cr/C비가 약 18 전후로 비슷하고, 계산된 탄화물 양이 약 15%로 유사한 결과에 비추어 볼 때 비록 작지만 합금 별로 경도 차이가 약간 나타나는 것은 미세 조직의 차이에 기인한다고 생각된다. 즉, 합금 F1, F2, F3 모두 Cr당량은 약 39 전후의 일정한 값을 보이고 있는데 비하여 Ni당량은 약 47에서 56, 62으로 증가하고 있으며, X-선 회절 분석에서도 알 수 있듯이 오스테나이트 피

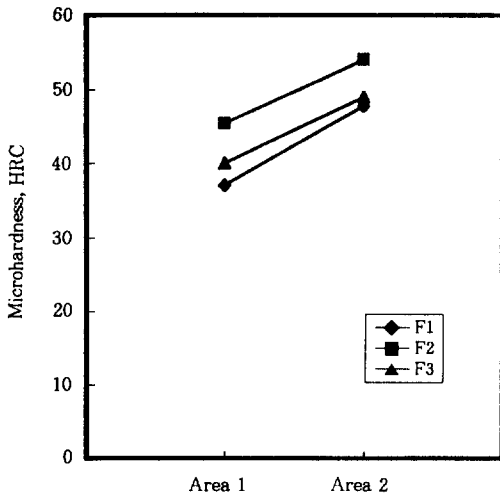


Fig. 8. Microhardness of each areas of the experimental alloys.

크가 증가하고 있다. 비록 정량적인 분석은 되지 않았지만 합금 F1에서 F2, F3로 갈수록 조직 중에서 오스테나이트의 양이 증가하고 있음을 알 수 있다. 그러므로 세 합금 중에서 합금 F3의 표면 경도가 가장 낮은 이유는 여기에 기인한다고 생각된다. 그런데 합금 F2의 경도가 가장 크게 나타난 이유는 앞의 미세 조직 관찰 사진에 나타나 있듯이, 합금 F2의 미세 조직은 오스테나이트와 (오스테나이트+탄화물) 공정 조직이 서로 교대로 나타나 있고, 합금 F1은 합금 F2에 비하여 탄화물의 양이 작고 대신 오스테나이트와 페라이트 조직이 있기 때문으로 판단된다.

한편 Fig. 8은 Fig. 1과 Fig. 2의 미세 조직 사진의 영역 1과 영역 2에 대한 미세 경도값이다. 기지 조직인 영역 1보다 영역 2의 경도값이 약 10(HRC) 정도 더 높은 것으로부터 영역 2에 다량의 탄화물이 석출되어 있음을 알 수 있다.

4. 결 론

Fe-28Cr-4Mo-2W-1.5C계 주철에 대하여 용

체화 소둔 열처리에 따른 미세 조직 분석 및 경도 측정을 행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 자성 측정, EDS분석 그리고 X-선 회절 분석 결과를 종합해 보면, 합금 F1의 조직은 오스테나이트, 페라이트, $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Cr,Fe,W,Mo)_{23}C_6$ 로 이루어져 있으며, 합금 F2와 합금 F3는 합금 중의 Ni첨가량 증가로 페라이트 조직은 소멸되고 오스테나이트, $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Cr,Fe,W,Mo)_{23}C_6$ 로 이루어져 있는 것으로 판단된다. 한편 합금 중의 Ni첨가량이 증가할수록 탄화물의 형상이 크게 변화되고 있으나, 열처리 조건의 변화에 따른 미세 조직의 변화는 거의 없는 것으로 나타났다.

2) 실험 합금의 표면 경도는 합금의 Cr/C가 작을수록 증가하며, 열처리 분위기를 대기, 진공 또는 심냉 처리 등의 조건 변화하여도 경도값의 변화(HRC 41-46)가 크게 나타나지 않았다. 이는 열처리 조건의 변화에 의해서 큰 변화를 보이지 않은 미세 조직 관찰 결과와도 일치되는 결과이다.

후 기

본 연구는 안동대학교 지역협력연구센터(RRC) "신에너지 금속재료연구센터"의 연구 프로그램의 결과로서 지원에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. Warman International, Technical Bulletin, No. 3(1990), No. 12(1991), No. 19(1992).
2. 류성곤, 주조, 16, 2, 141 (1996).
3. 佟慶平, "高クロム鑄鐵の組織制御に関する研究", 東京大學 研究報告書, 1989, 12.
4. K. Ogi, Y. Matsubara and K. Matsuda, Trans. AFS, 89, 197 (1981).
5. Y. S. Kim and Y. S. Park, J. of Corrosion Sci. Soc. of Korea, vol. 18, no. 2, p. 67

- (1989).
6. C. R. Clayton and Y. C. Lu, J. Electrochem. Soc., 133, 2465 (1986).
7. J. N. Wanklyn, Corrosion Science, 21, 211 (1981).
8. 유근수, 박용수, 김영식, 박영규, 1996년도 한국부식학회 추계 학술 발표회 논문집, p. 18 (1996).